



TITLE:

# 熱可塑性を利用した薄層化 CFRTP積層板の衝撃損傷修復と圧 縮強度の関係( Dissertation\_全文 )

AUTHOR(S):

金崎, 真人

---

CITATION:

金崎, 真人. 熱可塑性を利用した薄層化CFRTP積層板の衝撃損傷修復と圧縮強度の関係. 京都大学, 2014, 博士(工学)

ISSUE DATE:

2014-09-24

URL:

<https://doi.org/10.14989/doctor.k18586>

RIGHT:

博 士 学 位 論 文

熱可塑性を利用した薄層化 CFRTP 積層板の  
衝撃損傷修復と圧縮強度の関係

金 崎 真 人



博 士 学 位 論 文

熱可塑性を利用した薄層化 CFRTF 積層板の  
衝撃損傷修復と圧縮強度の関係

京都大学大学院工学研究科

金 崎 真 人

# 目 次

第 1 章	緒 論	1
1.1	エネルギー問題と CFRP に対する期待	1
1.2	CFRP と衝撃損傷	3
1.3	熱可塑性樹脂と CFRP への適用	11
1.4	CFRP の薄層化	16
1.5	本論文の研究目標と構成	19
	参考文献	21
第 2 章	CFRP 積層板における衝撃損傷形態におよぼす層厚の影響	29
2.1	緒 言	29
2.2	材料および試験方法	30
2.2.1	材料および試験片	30
2.2.2	衝撃試験	31
2.2.3	CAI 試験	33
2.3	実験結果および考察	34
2.3.1	超音波探傷	34
2.3.2	CAI 試験	36
2.3.3	断面観察	42
2.3.4	薄層化した積層板の破壊メカニズム	45
2.4	結 言	49
	参考文献	51
第 3 章	薄層化による CFRTTP 積層板の CAI 強度向上とそのメカニズム	53
3.1	緒 言	53
3.2	材料および試験方法	54
3.2.1	材料	54
3.2.2	積層板および試験片の作製と品質検査	54
3.2.3	衝撃試験および内部損傷の観察	56
3.2.4	圧縮試験	56
3.3	実験結果および考察	57
3.3.1	Thick-ply の内部損傷観察結果	57

3.3.2	Thin-ply の内部損傷観察結果	59
3.3.3	衝撃試験結果の比較と内部損傷発生/進展メカニズム	63
3.3.4	CAI 強度と内部損傷の投影面積の関係	65
3.4	結 言	70
	参考文献	71
第 4 章	CF/PA6 積層板における熱融着を利用した 衝撃損傷修復と圧縮強度の回復	<b>72</b>
4.1	緒 言	72
4.2	材料および試験方法	73
4.2.1	材料および試験片	73
4.2.2	衝撃試験	73
4.2.3	衝撃損傷の修復	74
4.2.4	圧縮試験	75
4.3	実験結果および考察	75
4.3.1	衝撃試験	75
4.3.2	熱融着による衝撃損傷修復	82
4.3.3	圧縮試験	85
4.3.3.1	CAI 強度と CAR_TFB 強度の比較	85
4.3.3.2	Thick-ply の CAR_TFB 強度とその破壊形態	86
4.3.3.3	Thin-ply の CAR_TFB 強度とその破壊形態	88
4.3.4	熱融着が圧縮強度に与える影響	90
4.4	結 言	92
	参考文献	93
第 5 章	熱可塑性を利用した CF/PA6 積層板の衝撃損傷修復と 残留圧縮強度の実験的評価	<b>94</b>
5.1	緒 言	94
5.2	材料および試験方法	96
5.2.1	材料および試験片	96
5.2.2	衝撃試験	96
5.2.3	衝撃損傷の修復	98
5.2.4	修復のその場観察	101
5.2.5	圧縮試験	102
5.3	実験結果および考察	103
5.3.1	衝撃試験	103

5.3.2	修復のその場観察	105
5.3.3	アニーリングによる衝撃損傷の変化	107
5.3.4	面外変形平滑化による衝撃損傷の変化	107
5.3.5	熱融着による衝撃損傷の変化	109
5.3.6	圧縮試験	110
5.3.7	残留圧縮強度に影響する因子の検討と修復の有効性	113
5.3.8	面外変形平滑化による修復に対する内部損傷長さの しきい値	114
5.4	結 言	117
	参考文献	118
<b>第 6 章</b>	<b>結 論</b>	<b>119</b>
付録 A	内部損傷の観察手法	122
付録 B	CAI 試験の予備検討	123
付録 C	熱融着の温度条件の決定	126
付録 D	具体的な熱融着の手法	130
	関連学術論文・学術講演	133
	謝 辞	137

# 第 1 章

## 緒 論

### 1.1 エネルギー問題と CFRP に対する期待

現在、国内外を問わずエネルギー問題が大きな社会的課題となっており、供給源の多様化とあらゆる工業製品の省エネルギー化がより一層加速している。エネルギーの供給に関しては、従来の石油や原子力による発電に加え、特に太陽光や風力を利用した自然エネルギーへの関心が高まっており、ソーラーパネルや風車の効率化がおこなわれている。しかし、これら自然エネルギーが利用できるか否かはその場所の自然環境に大きく依存しており、こと我が国に言えば、日照時間や台風の問題から大規模な設備を整備することが難しいのが現状である。

一方、省エネルギー化に関しては、電子機器の省電力化もさることながら、特に輸送機械では構造の最適化、動力機関の高効率化等、あらゆる科学領域を統合した研究と開発が推し進められている。動体はその質量こそが消費エネルギー量を定める根本であるから、材料レベルでの軽量化は輸送機械の省エネルギー化、高効率化に大きく貢献する<sup>1)</sup>。

輸送機械の軽量化を達成するために、現在炭素繊維強化プラスチック（carbon fiber reinforced plastics : CFRP）がそれらの構造物の材料として注目を集めている。炭素繊維にはポリアクリロニトリルの繊維から作られる PAN 系<sup>2,3)</sup>のものと、石油ピッチから作られる Pitch 系のものがあるが、強度が高いことから構造用途としては前者のほうが主流である。PAN 系の繊維は、ポリアクリロニトリル繊維を 200～300℃で処理した後、1000℃弱から 1500℃の高温で炭素化した高強度糸と、さらに 2000℃以上の高温で黒鉛化した高弾性率糸に大別される<sup>3)</sup>。製品によって様々なグレードがあるものの、炭素繊維は一般的に比重が 1.75～1.95<sup>4,5)</sup>

と軽量でありながら、繊維方向の強度は金属系材料のそれを大きく上回る。このため、CFRP は比強度、比剛性に優れた構造材となる。実際、軽量化が燃費や運動性能と直結する航空機では、軍用機をはじめ、民間機でも構造重量の 50% 以上が CFRP で構成されたボーイングの B787、エアバスの A350 が開発されている<sup>6,7,8)</sup>。また、近年では燃費向上のために自動車の主構造への適用も検討され<sup>9)</sup>、成形時間の短縮、低コスト化を重点にした研究開発もおこなわれている<sup>10-13)</sup>。これらの輸送機器以外にも、剛性の高さから発電効率向上のための風車の大径化<sup>14-16)</sup>、建築物の耐震性向上などにも応用され、CFRP の用途は年々拡大している。

上記のような数多くの利点がある一方で、CFRP の製造コストは高く、その中間基材、構造物の管理は容易ではない。炭素繊維の製造には非常に多くのエネルギーが必要であり、特に現在 CFRP 製一次構造物の主流となっている炭素繊維強化熱硬化性樹脂 (carbon fiber reinforced thermoset : CFRTS) 製造時の消費エネルギーは同重量の鉄鋼の 5 倍弱となる (Fig. 1.1)<sup>1)</sup>。より環境に対する負荷を削減するライフサイクルアセスメント (LCA) の視点からすれば、CFRP 製の輸送機器は長期間使用することでよりエネルギー削減に効果を発揮するものであるから、その構造物には力学的な長期耐久性が求められる。幸い、CFRP 積層板は引張-引張の疲労特性に関しては金属に比べ優れるものの<sup>17,18)</sup>、面外からの衝撃によって内部に層間はく離、層内樹脂割れなどの損傷や打痕などの面外変形が容易に発生し、面内圧縮強度が低下するという特性を持つ<sup>19-21)</sup>。この問題の回避方法には、例えば衝撃が加わった構造を置換し、不要となった構造をリサイクルする方法も考えられる<sup>22-24)</sup>。しかし、CFRP 構造物は元々高価な部材であるため、置換には金銭的な負担が生じるほか、新しい部材の製造および廃材のリサイクルにはそのためのエネルギーが必要である。また、リサイクルによって回収された炭素繊維は、ガラス繊維のように融解させ連続繊維に戻すことができないため、繊維長の減少による応力伝達効率の低減が生じる。したがって、CFRP 構造物の長期的運用には、衝撃による力学的特性の低下の原因を考慮した上で、構造物を修復して使用することが力学的にも LCA 的にもより望ましいと考えられる。

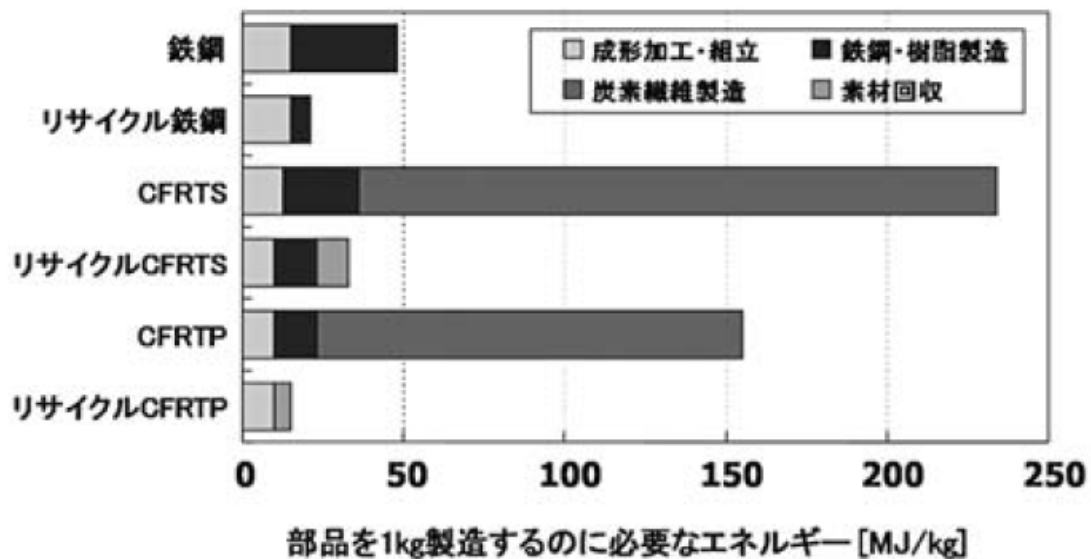


Fig. 1.1: Comparison of manufacturing and recycling energy per weight between steel and CFRP parts<sup>1)</sup>

## 1.2 CFRP と衝撃損傷

輸送機器は（あるいは動いていない構造物でさえ）常に何らかの衝撃が加わる危険性にさらされている。CFRP が多用されている航空機を例にとると、鳥（バード・ストライク）、滑走路上の小石、雹、点検時の工具類、搭乗口や貨物室のドアへのゲートの接触等があげられる。バード・ストライク等の比較的高速かつ外観上衝突の判別が容易な場合を除き、工具類の落下など低速での衝撃は打痕が小さく発見が難しい。ここで MIL 規格（現在では SAE R-424 CMH-17 Vol.3 に置換されている）<sup>25)</sup>によれば、連邦航空局 (Federal Aviation Administration: FAA) は目視可能な打痕の深さの下限として 0.25 mm から 2.5 mm と提言している。これ未満の“わずかに目視可能”な衝撃損傷のことを、特に BVID (barely visible impact damage) と呼ぶ。

BVID は発見が困難であるばかりではない。CFRP 積層板は面内方向に繊維が配置されているため、面内の繊維方向には強度、剛性が高く、それ以外の方向には低いという強度、剛性の異方性が存在する<sup>26)</sup>。特に層間のじん性が面内の

特性と比較して弱いという特徴を持つため、低エネルギーであっても面外からの衝撃によって打痕、そして積層板の内部に層間はく離、層内樹脂割れ、繊維破断といった複雑な損傷が発生する<sup>19-21)</sup>。長期的な構造物の観点から言えば、これらの損傷は疲労によって拡大することが予測され、例えば北條らによって様々な CFRP 積層板における層間はく離の疲労き裂伝ば挙動が検討されてきた<sup>26-29)</sup>。さらにこれらの衝撃損傷は CFRP の力学的性質、とりわけ残留圧縮強度を低下させる<sup>21)</sup>。特に、現在航空機などの一次構造部材として主に使用されている炭素繊維強化熱硬化性樹脂 (carbon fiber reinforced thermoset : CFRTS) においては、マトリックスの樹脂のじん性の低さのためにこれらの損傷が生じやすい。このため、MIL 規格では BVID が生じた構造でも終局荷重に対して余裕を持つ設計をおこなうことが指示されている<sup>30)</sup>。よって、CFRP 製構造物の面内圧縮荷重に対する損傷許容性を考慮する上で、衝撃後の圧縮 (compression after impact : CAI) 強度は重要な設計指針の一つとなっており、これまでに多くの衝撃損傷のメカニズム<sup>31-43)</sup>や CAI 強度に関する研究<sup>21,32,44-49)</sup>が CFRTS を中心におこなわれてきた。

CAI 強度は、衝撃時に発生した層間はく離の投影面積の増大にともなって減少することが一般的に知られている<sup>21)</sup>。Suemasu<sup>50)</sup>は、圧縮荷重下における積層板の層間はく離長さとその箇所での局所座屈、ならびに積層板全体の座屈との関係を明らかにしている。これによれば、層間はく離長さが十分に長いとき、局所座屈が全体座屈に先んじて発生する。このため、もとの強度と比較して CAI 強度が減少する。

CAI 強度の低下を引き起こす衝撃損傷の発生、進展メカニズムの検討は、前述のような破壊形態の多様さに加え、これらの破壊が動的な負荷下で発生しているため、一般的に複雑となる。幸い、多くの研究者によって、低速度下での衝撃試験と準静的な押し込み試験とで得られる破壊形態が酷似していることが報告されており<sup>51-54)</sup>、低エネルギー下での衝撃損傷の発生、進展メカニズムの解明に静的な試験での結果を反映させることができる。例えば西川ら<sup>55,56)</sup>は、CFRP 直交積層板において、3次元モデルをもちいて慣性効果を無視した静的な破壊力学手法と等価なダグデール型結合力要素をもちいた有限要素解析をおこない、層間はく離進展に関して低速度衝撃試験と良く一致することを示した<sup>56)</sup>。また、Aoki ら<sup>57)</sup>は低エネルギー化での衝撃試験と押しこみ試験に加え、結合力要素と仮想き裂開口法を導入した有限要素解析をもちいて層内樹脂割れの有無



が損傷形態に与える影響を調べた。この結果、衝撃時の層内樹脂割れが層間はく離の進展、形態に大きく影響を与えていることを示した。すなわち、積層板内に発生する層間はく離は、衝撃時の曲げの主応力によって生じた層内樹脂割れを発生起点としている<sup>58)</sup>。以上をまとめると、CAI 強度は層間はく離の発生、拡大によって低下し、その層間はく離は衝撃時の層内樹脂割れを起点としている。したがって、CAI 強度を向上させるには、1) 層間はく離の進展を抑制するか、2) 層内樹脂割れの発生を抑制する、あるいは 3) 発生した衝撃損傷を修復する必要がある。

層間はく離の進展を抑制するには、層間のじん性を向上させることが効果的である。この手法としては、じん性の高い熱可塑性樹脂の粒子を層間に配置する粒子強化<sup>28)</sup> (Fig. 1.2)、CFRP のマトリクスそのものをじん性の高い熱可塑性樹脂にする方法がある。また、厚さ方向に繊維を配向させることで層間のじん性を高める手法もあり、基材を部分的に針で刺すことで厚さ方向に繊維を配向させる Zanchor<sup>59,60)</sup> (Fig. 1.3) や、あらかじめ目的の構造物の形に合うように 3 次元的に繊維を織る、3 次元織物などがあげられる。

層内樹脂割れに関して、Parvizi ら<sup>61)</sup>のエポキシ樹脂とガラス繊維をもちいた直交積層板（積層構成：[0/90/0]）の研究によれば、0°方向の静的引張試験において、90°層に層内樹脂割れが発生する最小のひずみ $\varepsilon_{tu}^{\min}$ は、以下の式で示されると報告している。

$$\varepsilon_{tu}^{\min^2} = \frac{2bE_l\gamma_t\phi^{1/2}}{(b+d)E_lE_c} \quad , \quad \phi = \frac{E_cG_t}{E_lE_t} \frac{b+d}{bd^2} \quad (1)$$

ここで、 $b$ は 0°層の板厚、 $d$ は 90°層の板厚の半分の長さ、 $\gamma_t$ は 90°層の繊維に並行な面内の破面の表面エネルギー、 $E_l$ は単層の 0°方向の弾性率、 $E_t$ は単層の 90°方向の弾性率、 $E_c$ は積層板の 0°方向の弾性率、 $G_t$ は 90°層の繊維に垂直な平面のせん断弾性率である。彼らの研究では層厚を薄くすること（薄層化）によって、90°層の破壊ひずみが向上するとしている。一方、この式によれば単層のじん性を上げることで $\varepsilon_{tu}^{\min}$ を大きくすることができる。すなわち、薄層化する一方で単層のじん性を向上させることによって、衝撃時の層内樹脂割れに端を発する内部損傷の抑制、ひいては CAI 強度の向上につながると期待される。

一方で、CFRTS 内に発生した衝撃損傷を修復するという観点では、現在の航空機分野においては損傷部にパッチをあて補強する手法が取られている (Fig. 1.4)。FAA<sup>62)</sup>によれば、まず内部損傷の発生している箇所を切り取り (Fig. 1.5)、そこに新たにプリプレグを積層し、積層板成形時と同様に規定の圧力、温度下

で硬化させる (Fig. 1.6). あるいは, 切り取った箇所に新しい積層板をあてがい, ボルトで締結する (Fig. 1.7). これらの作業工程は極めて煩雑であるほか, もとの積層板とパッチとの間には強化繊維による連続的な応力伝達がないため, その部分の強度は継手の強度に依存する. すなわち, 樹脂のみの接着部, あるいはボルトだけで荷重を伝達するため, 一般的に修復部の強度はもとの積層板よりも低くなるという問題が発生する.

このような背景から, 特に CFRTS においてはマイクロカプセル<sup>63-65)</sup>や中空ガラス繊維<sup>66-67)</sup>をもちいた自己修復複合材料 (Fig. 1.8~Fig. 1.10) が研究されている. これらの自己修復複合材料の動作原理は以下のとおりである. まず, マイクロカプセルや中空ガラス繊維内に修復用の樹脂を予め封入し, CFRP 内に埋め込む. そして衝撃時の内部損傷が発生すると同時にこれらが壊れることで, 修復剤をき裂に導入し接着する. これらのような自己修復は, 損傷の発見が困難な CFRTS 内の BVID に対して特に有効である. しかし, これらの修復は一度しか機能せず, またマイクロカプセルや中空ガラス繊維自体がいわば積層板内部の欠陥であるという問題点がある. したがって, 構造物の長期的運用という観点からは, 複雑な機構を有さず, 何度でも修復が可能な CFRP が望ましいと考えられる.

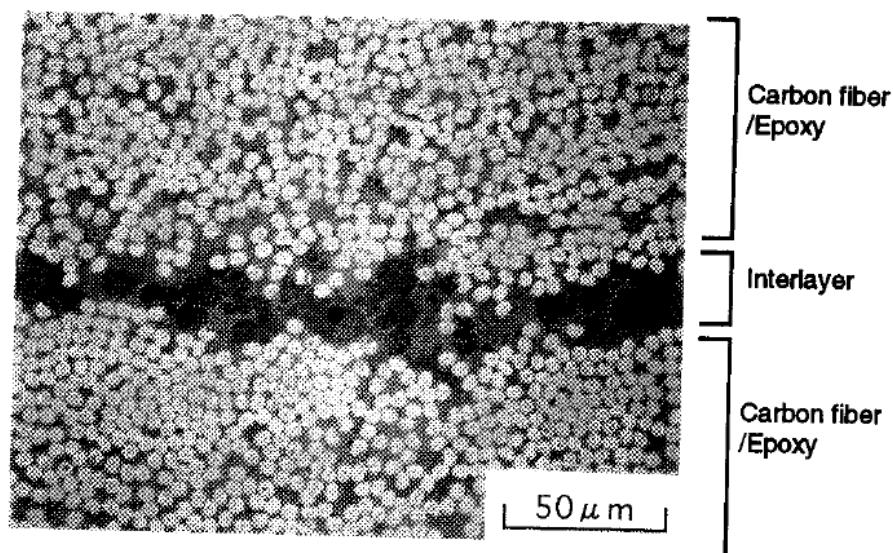


Fig. 1.2: Micrograph of transverse section of T800H/3900-2B laminates<sup>28)</sup>

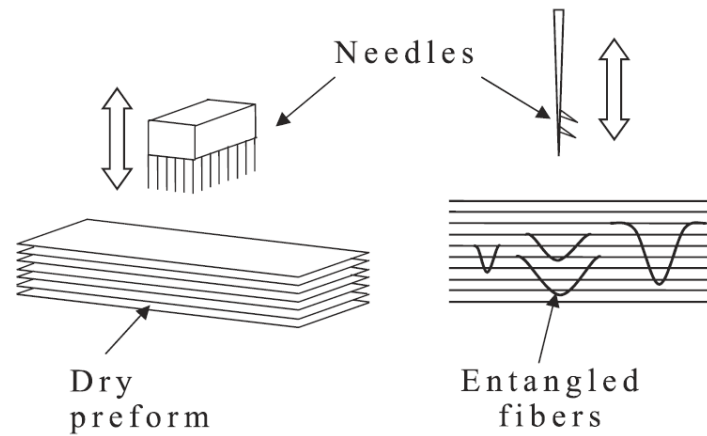


Fig. 1.3: Schematic of Zanchor technology<sup>60)</sup>

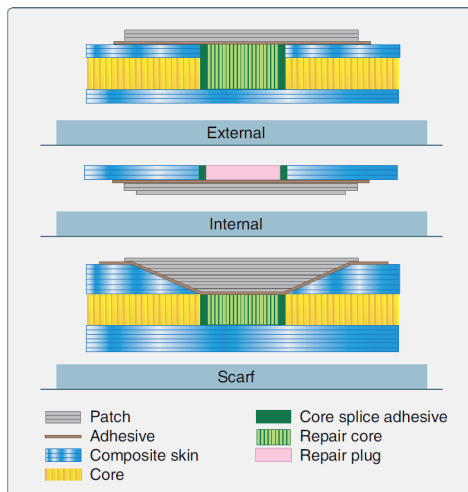


Fig.1.4: Typical repairs for honeycomb sandwich structure<sup>62)</sup>

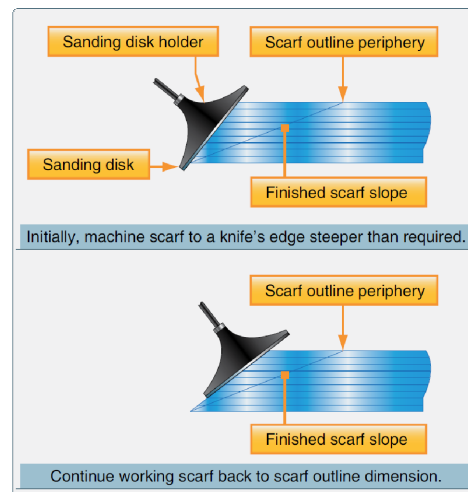


Fig. 1.5: Scarf patch of solid laminate<sup>62)</sup>

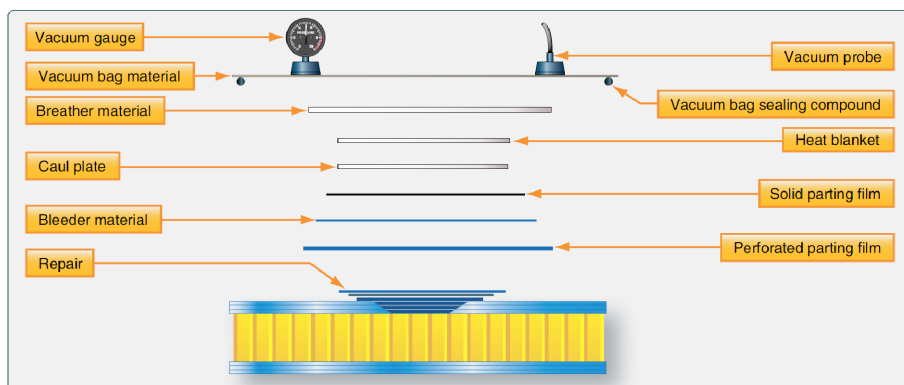


Fig. 1.6: Vacuum processing on repairing CFRP laminates<sup>62)</sup>

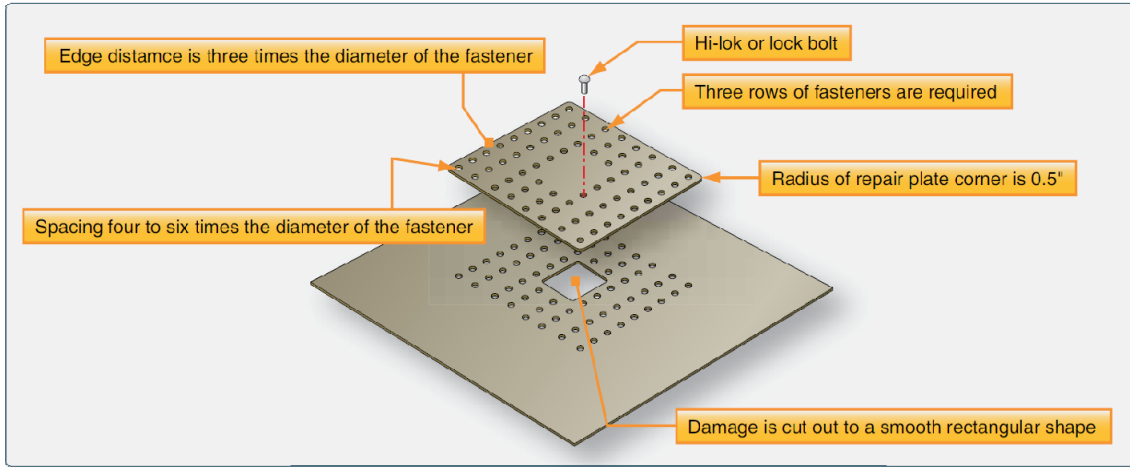


Fig. 1.7: Repair layout for bolted repair of composite structure<sup>62)</sup>

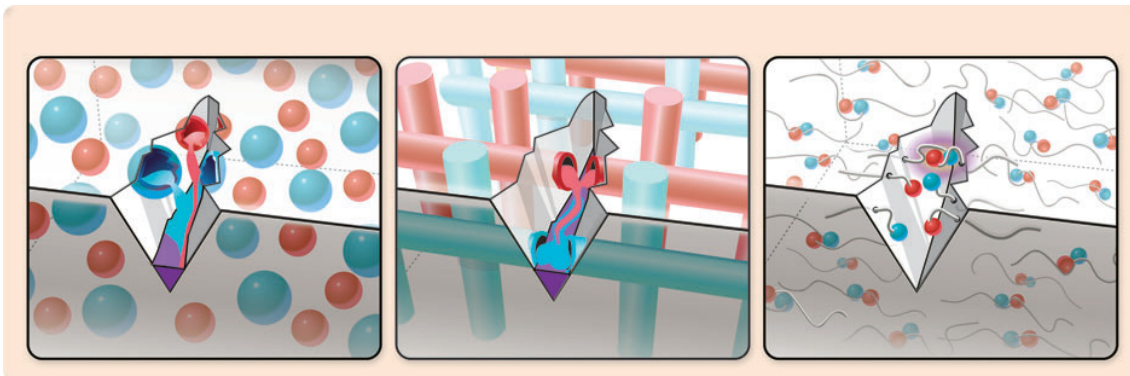


Fig. 1.8: Approaches to self-healing include (a) capsule-based, (b) vascular, and (c) intrinsic methods. Each approach differs according to the method by which healing functionality is integrated into the bulk material. (a) In capsule-based self-healing materials, the healing agent is stored in capsules until they are ruptured by damage or dissolved. (b) For vascular materials, the healing agent is stored in hollow channels or fibers until damage ruptures the vasculature and releases the healing agent. (c) Intrinsic materials contain a latent functionality that triggers self-healing of damage via thermally reversible reactions, hydrogen bonding, ionic arrangements, or molecular diffusion and entanglement. Shades of red and blue are used in this figure and throughout the review to show a generalized interaction (purple) between two or more species.<sup>65)</sup>

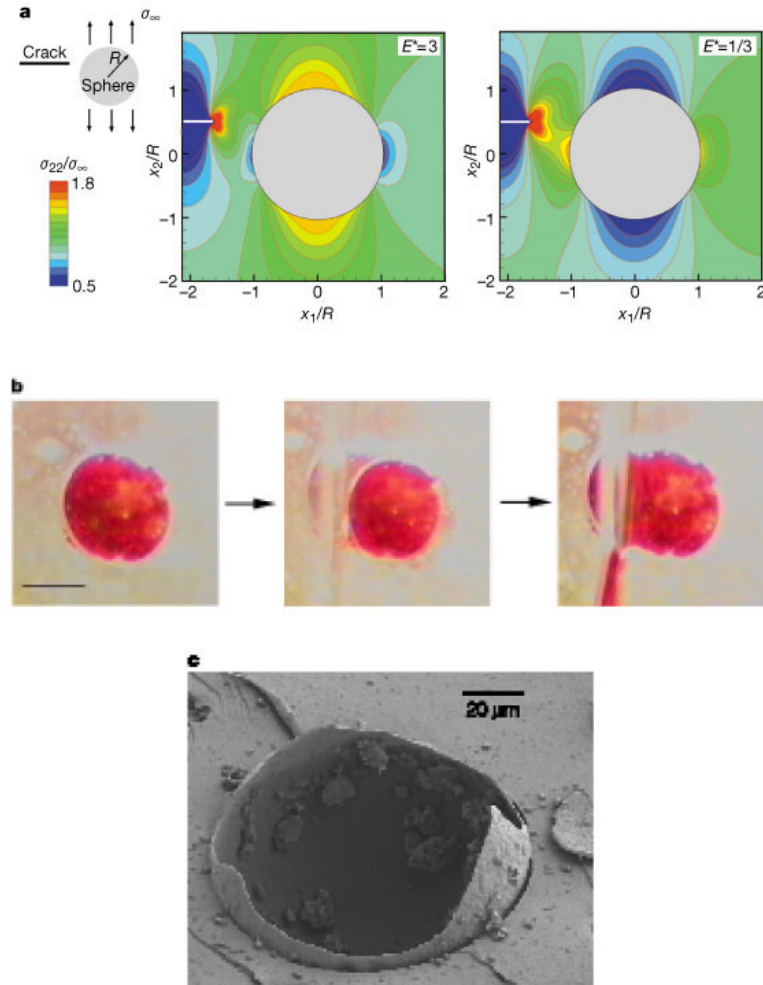


Fig. 1.9: Rupture and release of the microencapsulated healing agent.

a, Stress state in the vicinity of a planar crack as it approaches a spherical inclusion embedded in a linearly elastic matrix and subjected to a remote tensile loading perpendicular to the fracture plane. The left and right figures correspond to an inclusion three times stiffer ( $E^* = E_{\text{sphere}}/E_{\text{matrix}} = 3$ ) and three times more compliant ( $E^* = 1/3$ ) than the surrounding matrix, respectively. The Poisson's ratios of the sphere and matrix are equal (0.30). b, A time sequence of video images shows the rupture of a microcapsule and the release of the healing agent. A red dye was added for visualization. The elapsed time from the left to right image is 1/15 s. Scale bar, 0.25 mm. c, A scanning electron microscope image shows the fracture plane of a self-healing material with a ruptured urea-formaldehyde microcapsule in a thermosetting matrix.<sup>63)</sup>



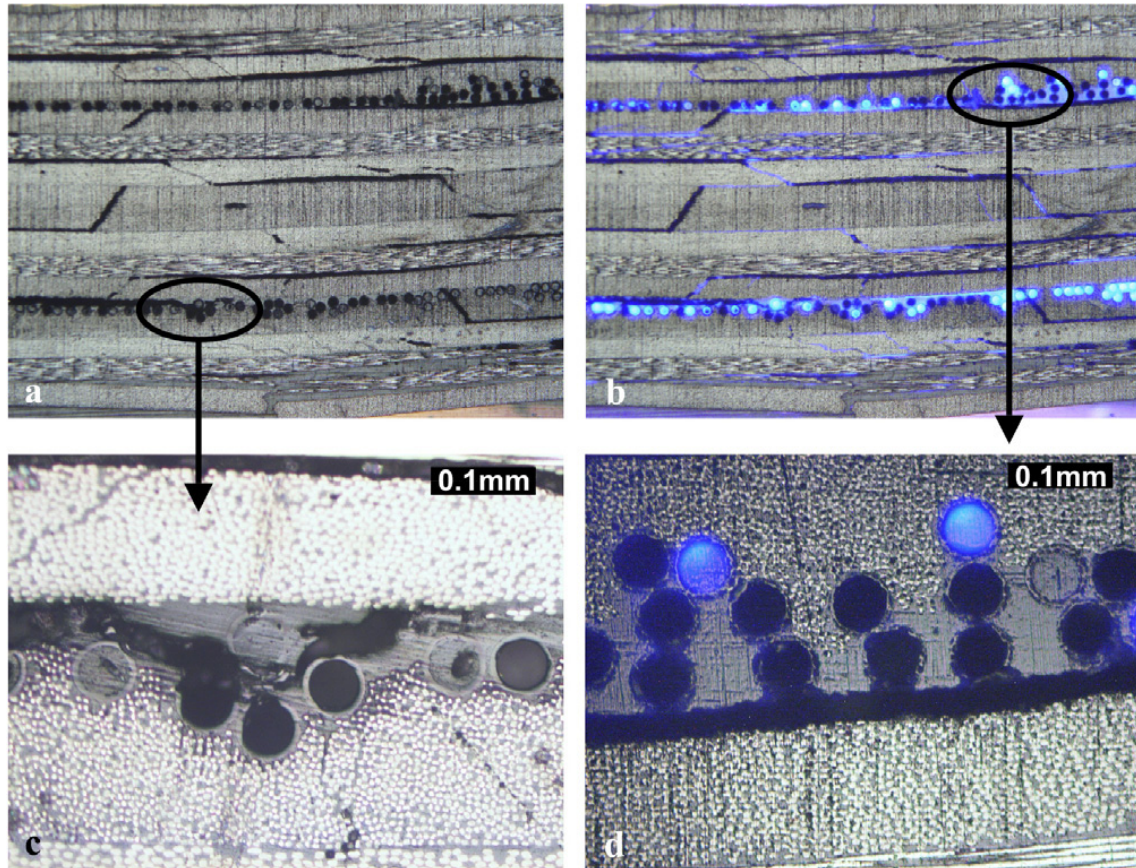


Fig.1.10: Damage distribution within laminate; (b) damage infiltration with healing resin + fluorescent dye; (c) delaminations deviating from interface;and (d) propagating along interface causing HGF fracture.<sup>(67)</sup>

### 1.3 熱可塑性樹脂と CFRP への適用

現在構造用 CFRP に使用される樹脂には熱可塑性樹脂と熱硬化性樹脂がある。熱可塑性樹脂とは、加熱により流動性を示し、固相-液相間の相転移が可能（熱可塑性）な樹脂を指す<sup>68)</sup>。一方、現在航空機の一次構造の主流として使用されている熱硬化性樹脂はこのような熱可塑性がなく熱に対して不融である。この違いは両者の分子構造に起因する。樹脂を合成する際、1 分子中に 2 個以上の官能基があれば鎖状の高分子からなるポリマー（熱可塑性樹脂）が得られるのに対し、1 分子中に 3 個以上の官能基が重合に関与する場合、高分子同士が架橋し 3 次元的な構造となって硬化し不溶不融となる場合がある（熱硬化性樹脂）<sup>69)</sup>。前者は鎖状の高分子が不規則に絡まりあったり、種類によっては規則的な配置をなした結晶を構成するが、いずれにせよファンデルワールス力を主とする二次結合によって凝集しており、熱による分子運動によって流動性を示す<sup>70)</sup>。一方、後者は架橋すなわち分子鎖同士が共有結合によって結合しているため、熱に対して不融となる。この化学的な構造の違いが、力学的性質にも影響を与える。前述のように熱可塑性樹脂は二次結合によって分子鎖が凝集しているため、外力を加えると分子鎖同士がずれたりからみ合いが解けることで塑性変形を生じる。一方、熱硬化性樹脂は分子鎖同士が共有結合で架橋しているためこのような機構が働かない。このため、一般的に熱可塑性樹脂は熱硬化性樹脂に比べてじん性に優れる<sup>71)</sup>。

1.2 節でも述べたように、エポキシなどをマトリクスとしてもちいた CFRTS 積層板が現在航空機などの一次構造物として主に使用されており、衝撃によって内部に層間はく離、層内樹脂割れなどの損傷や打痕などの面外変形が発生し、面内圧縮強度が低下する<sup>19-21)</sup>。一方、熱可塑性樹脂をマトリクスとする炭素繊維熱可塑性樹脂（carbon fiber reinforced thermoplastics : CFRTTP）積層板にもちいられる熱可塑性樹脂は、一般に熱硬化性樹脂よりもじん性が高い<sup>71)</sup>ため、CFRTTP は CFRTS と比較し CAI 強度が高い傾向にある（Fig. 1.11）<sup>72)</sup>ものの、依然として圧縮強度の低下は免れない問題である。

一方、前述の熱可塑性樹脂の特性から、CFRTTP 積層板には CFRTS 積層板では成し得ない種々の利点が期待されている。まず、熱可塑性樹脂は固相-液相間の相転移が可逆的であることから、CFRTTP は成形速度の高速化が可能である<sup>73)</sup>。また、樹脂の熱可塑性を利用した折り曲げ<sup>73)</sup>や、構造物同士を熱によって融着

(熱融着)<sup>74-76)</sup>するといった二次加工も可能である。加えて、CFRTS の保管に必要な冷凍庫などの設備が不要であり、製造コストの削減につながる<sup>73,77)</sup>。さらに、熱可塑性を活かしたき裂の融着に関する検討もおこなわれており<sup>78)</sup>、積層板に発生した内部損傷の修復も期待できる<sup>79)</sup>。

熱可塑性樹脂の熱融着条件と融着面の力学的性質の関係は多くの研究がおこなわれている<sup>75-85)</sup>。Wool ら<sup>80)</sup>によれば、融着面同士が接触し、相互の分子鎖が拡散することで融着面が接触する。そして融着面の強度や弾性率、じん性は時間あるいは温度の関数として表すことができるとしている。すなわち、融着の条件がより高温・長時間であるほど、分子運動による接着面同士の分子鎖が絡みやすくなることで融着面の力学的性質が向上する。これらの知見はCFRTPの成形や継ぎ手の融着に応用されている。例えばYang ら<sup>75)</sup>は、炭素繊維とポリエーテルエーテルケトン (AS4/PEEK) やポリスルホン (AS4/polysulfone) の積層板の表面に、表面性状を模擬した凹凸を作り、温度・時間・圧力の変数を変化させ熱融着をおこなった。その結果、融着条件が高温、高压であるほど、短時間で融着面積が増加すると報告している (Fig. 1.12)。一方で、CFRTP のマトリクスの熱可塑性を利用することで、衝撃後の力学特性を回復させる研究もおこなわれている。Reyes ら<sup>79)</sup>は、衝撃による内部損傷を熱融着で接着し、接着強度を4点曲げによって修復の程度を評価した。

以上のように、CFRP のマトリクスを熱可塑性樹脂にすることによって、マトリクスのじん性向上によるCAI強度の向上が見込めるほか、熱融着による積層板内部の損傷の修復も期待できる。その上、熱融着は分子鎖の拡散と二次結合によって実現しているから、理論的には何度でも樹脂の破壊に起因する損傷を修復できる可能性がある。現在では積層板表面からの衝撃モニタリング技術 (Fig. 1.13<sup>86)</sup> および Fig. 1.14<sup>87)</sup>) や炭素繊維自身の導電性を利用した抵抗融着 (Fig. 1.15<sup>88)</sup>) が研究されており、将来的にこれらの技術と組み合わせることで、より耐衝撃性に優れたスマートマテリアルに昇華することも考えられる。しかしながら、修復とはその構造部材に要求される機能（この場合は圧縮強度）に対して有効であるかどうか肝要であり、CAI 強度の回復に対する熱融着による修復の有効性を、繊維破断を含め系統的に検討した例は、著者の知る限りない。



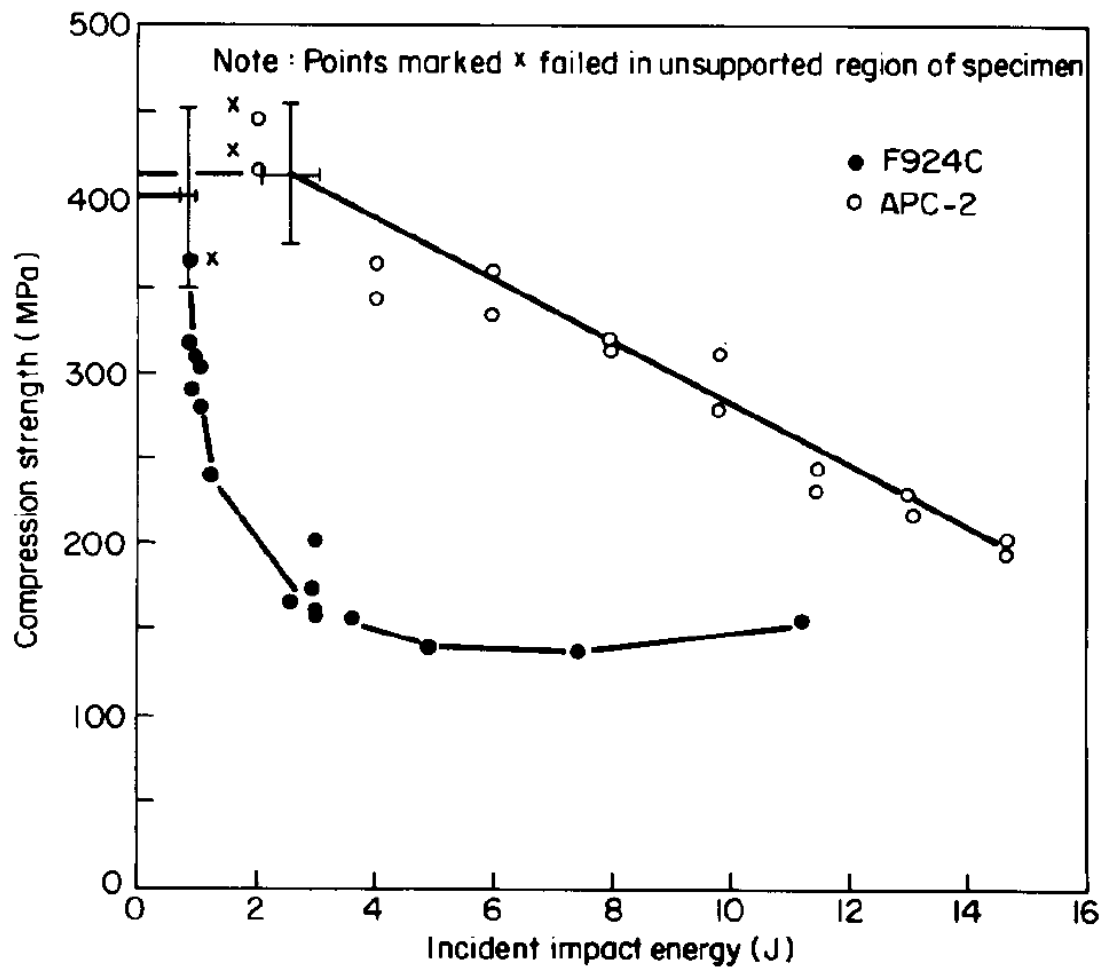


Fig. 1.11: Compression strength vs. incident impact energy: F924C (CFRTS) was made of toughened epoxy with Torayca T800H (12K) carbon fibers and APC-2 (CFRTP) was made of PEEK with AS-4 carbon fibers (J.C. Prichard : The role of impact damage in post-impact compression testing.<sup>72)</sup>

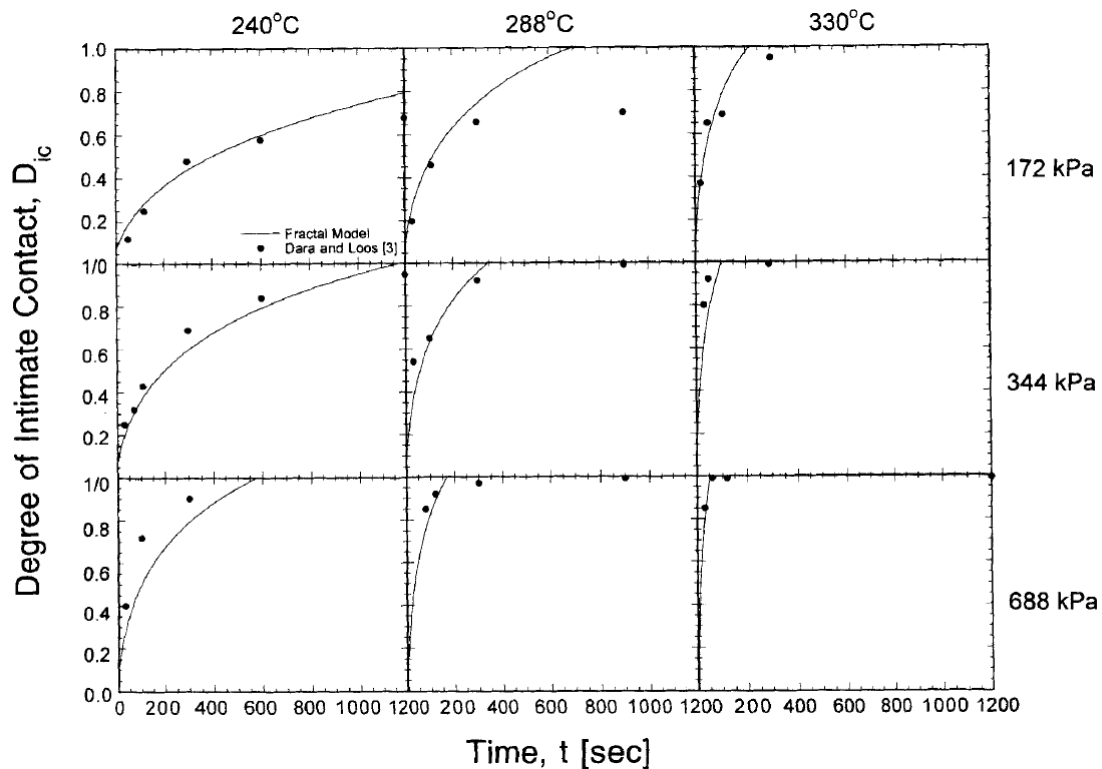


Fig. 1.12: Correlation of the fractal model with experimental data on the processing of AS4/polysulfone tapes. Experimental data are from Dara and Loos.<sup>75)</sup>

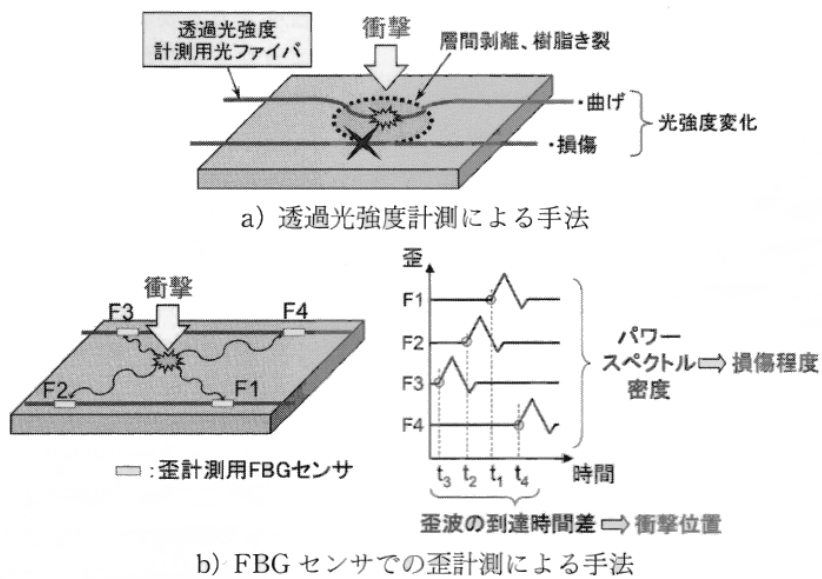


Fig. 1.13: Inspection methods for impact damage<sup>86)</sup>

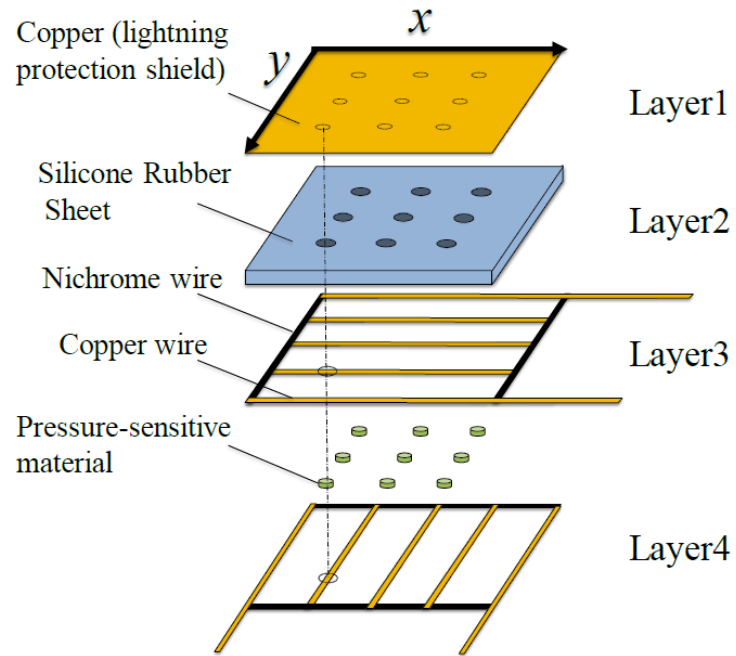


Fig. 1.14: Schematic of the lightning shield for composite aircraft as an impact load sensor<sup>87)</sup>

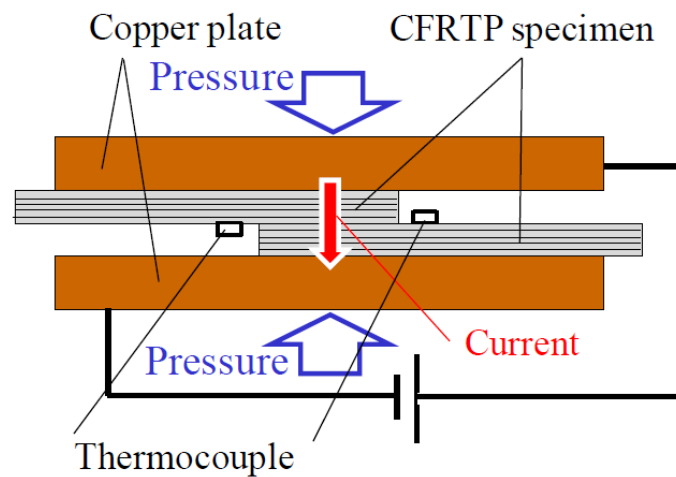


Fig. 1.15: The schematic illustration of surface welding using proposed method<sup>88)</sup>

## 1.4 CFRP の薄層化

1.2 節で述べたように、CAI 強度は衝撃時の層間はく離の投影面積に大きく依存し、その層間はく離は層内樹脂割れを起点として発生している。この層内樹脂割れの発生と進展を抑制するという観点では、積層板の 1 層あたりの厚さを薄くする（以下、薄層化）ことで、層内樹脂割れの初期発生応力が増加する傾向があることが報告されている<sup>89-91)</sup>。近年では、Kawabe ら<sup>92-96)</sup>によって 12k や 24k といったラージトウの繊維束を傷つけることなく開繊し、薄い基材を製造する技術が開発されている (Fig. 1.16)。このような基材をもちいた薄層化 CFRP 積層板では、特殊な樹脂や三次元強化を使用することなくマイクロクラックや層間はく離の発生が抑制されると報告されている<sup>94,95,97)</sup>。特に竹内ら<sup>98)</sup>は、CF/EP の直交積層板に静的な引張荷重を与え、薄層化が積層板の層内樹脂割れの発生、進展におよぼす影響を報告している。これによれば繊維/樹脂界面はく離は層厚に関係なく同程度のひずみで発生するが、薄層化した積層板においては 90°層のクラックの開口変位量が小さくなる。すなわち、薄層化により繊維/樹脂はく離の層内樹脂割れへの進展が阻害されるため、層内樹脂割れのき裂先端を起点とする層間はく離は発生しなくなる。このほか、薄層化 CFRP 積層板では以下のような力学的性質の向上が報告されている。

1. 切り欠きのない場合の引張強度<sup>94,95,97)</sup>
2. 有孔引張強度<sup>94,95,99)</sup>
3. 有孔圧縮強度<sup>99)</sup>
4. 疲労寿命<sup>94,97,99)</sup>

また最近の報告では、2 軸の繊維方向を有するノンクリンプファブリックが開発され<sup>100)</sup>、圧縮強度に優れるほか、薄層化の問題の一つであった積層回数の増加が解消されつつある。これら力学的特性以外にも、開繊炭素繊維束にはその薄さから樹脂を含浸させる時間を短縮することができるという利点があり、熱硬化性樹脂だけでなく、粘度の高い熱可塑性樹脂でも繊維束中へ均一に樹脂を含浸させることができる<sup>96)</sup>。

薄層化した CFRPS 積層板の衝撃による内部損傷に関して、Sihn ら<sup>95)</sup>は、衝撃試験による層間はく離の投影面積は通常の層厚（以下、通常厚）の積層板と薄

層化した積層板（層厚：約 0.04 mm）とで同程度であると報告した．しかし同時に，CAI 試験の応力-ひずみ線図において通常厚の積層板のほうが低い応力で座屈していることを根拠に，通常厚の積層板内の層間はく離発生規模がより大きいことを示唆している．一方，内部損傷の形態については詳述されておらず，CAI 強度と薄層化の関係にはより詳細な検討が必要であるとしている．Yokozeki ら<sup>99)</sup>は，炭素繊維とエポキシ（MR50K/#1063EX）をもちいた擬似等方性積層板において，薄層化（層厚：約 0.07 mm）した積層板はその約 2 倍の層厚を持つ積層板と比較し，CAI 強度で 8%向上したと報告している．また彼らは，薄層化 CFRP 積層板内の損傷形態について，薄層化した積層板は長手方向にやや長い楕円形を呈しているものの，その内部損傷の投影面積は通常厚の積層板と同程度であるとしている．一方，Morita らの過去の研究<sup>101)</sup>では，薄層化した擬似等方性積層板（層厚：約 0.04 mm）は板厚方向中央に付近にのみ広い内部損傷の投影面積が発生していることが確認されている．Fig. 1.17 および Fig. 1.18 に，Yokozeki らおよび Morita らの研究で得られた CFRTS 積層板における内部損傷の超音波探傷結果を，それぞれ示す．前者の薄層化した積層板では，前述のとおり内部損傷は通常厚の積層板と比べやや楕円に近い形状をしている．一方，後者の薄層化した積層板では，内部損傷が扇状に進展しており，前述のとおり板厚方向中央に集中している．このように単に薄層と括られているものの，その層厚によって内部損傷の形態が異なっており，薄層化した積層板の衝撃損傷メカニズムと，それが CAI 強度におよぼす影響については十分に検討されていないと考えられる．薄層化 CFRP 積層板のもつ優れた力学的特性を構造材料へ適用するためには，そのメカニズムを理解することが不可欠であり，より正確な観察に基づいた薄層化 CFRP 積層板の破壊形態とその発生，進展メカニズムの解明が必要である．

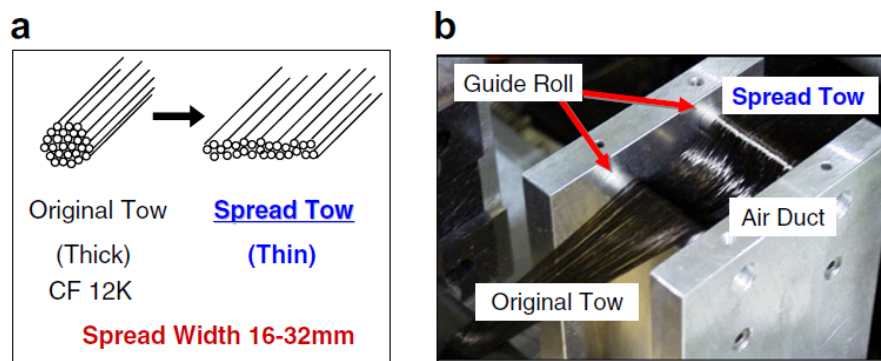


Fig. 1.16: Schematic of tow-spreading method with a pneumatic method<sup>94)</sup>

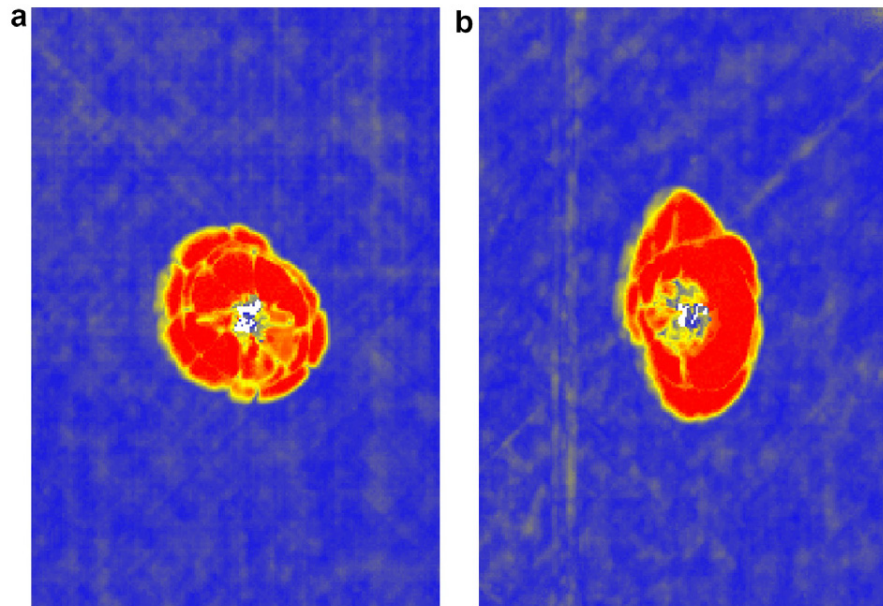


Fig. 1.17: Ultrasonic images of impacted specimens: (a) standard laminate and (b) thin-ply laminate. Their impact test was performed in reference to the SACMA method.<sup>99)</sup>

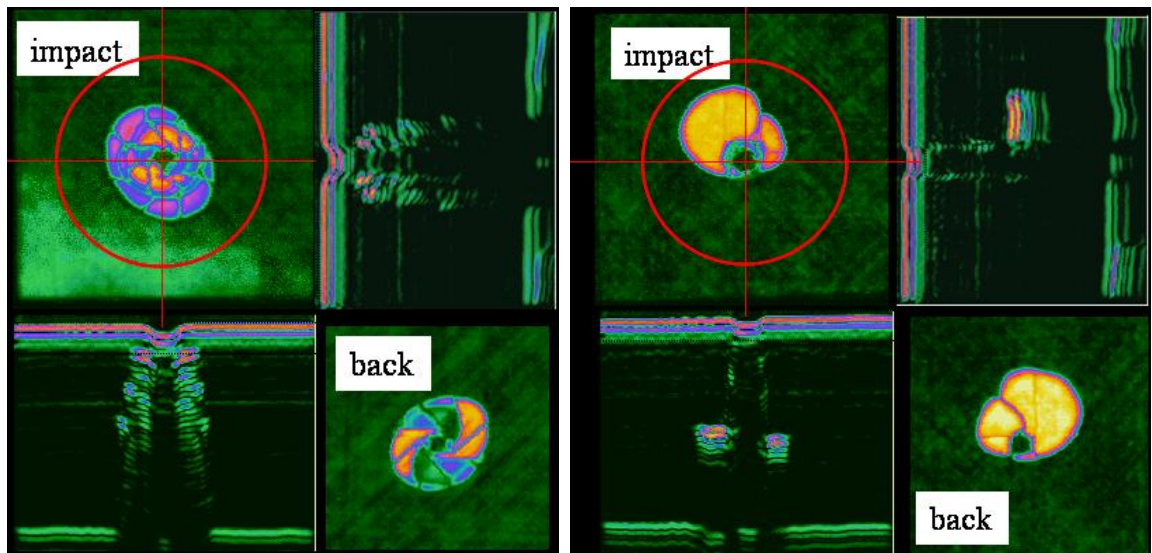


Fig. 1.18: Ultrasonic images of impacted specimens: (a) standard laminate and (b) thin-ply laminate<sup>101)</sup>. Their impact test was performed in reference to the Kimpara's method<sup>46)</sup>, as shown in the chapter 2.

## 1.5 本論文の研究目標と構成

これまでの節で CFRP を取り巻く問題点やその改善手法について個別に議論をおこなってきた。すなわち、CFRTP をもちいることで層間のじん性が向上し CAI 強度の向上が見込めるほか、熱融着によって複数回にわたる衝撃損傷の修復が期待できる (Fig. 1.19)。また、薄層化によって層間はく離を引き起こす層内樹脂割れを抑制することができ、これを CFRTP に適用することでさらなる耐衝撃性を得ることができると予想される。これは CFRP 構造物をより長期的に運用でき、環境に対する負荷を減らすことにつながる。

以上の背景から、薄層化 CFRTP 積層板において、衝撃損傷に与える影響を明らかにした後、熱可塑性を利用した修復の有効性を示す必要がある。しかし、1.3 節で述べたように、CAI 強度の回復に対する熱融着による修復の有効性を、繊維破断を含め系統的に検討した例は、著者の知る限りない。また、薄層化に関する知見は CFRTS から得られたものであり、薄層化された CFRTP 積層板の力学的特性に関する研究は過去に無い。よって、より効果的に損傷を修復するためには、まず薄層化 CFRP 積層板の破壊形態とその発生、進展メカニズムを明らかにするとともに、どのような修復すれば薄層化 CFRTP 積層板の CAI 強度の向上が見込めるのかを明らかにする必要がある。

本論文の内容は以下のとおりである。2 章ではまず、薄層化 CFRTS 積層板をもちいて、より正確な観察に基づいた破壊形態とその発生、進展メカニズムを解明する。すなわち、1) 薄層化 CFRTS 積層板内の衝撃損傷の発生、進展メカニズムの解明、および 2) 衝撃損傷メカニズムに対する層厚の減少の影響を検討した。3 章では、CFRTP に薄層化を適用し、2 章と同様に詳細な観察に基づいた実験から 1) 薄層化が CFRTP 積層板内の衝撃損傷の発生、進展メカニズムに与える影響を検討し、2) それらの損傷が CAI 強度におよぼす影響を考察した。4 章では、実際に CFRTP が熱融着によって修復可能であるかを実証する。熱融着自体は何度でもおこなうことができるが、本研究ではまず一度の衝撃試験と修復をおこない、それによって得られた修復後の積層板の圧縮強度を、健全材の強度および CAI 強度と比較した。これにより圧縮強度に対する熱融着による修復の有用性を示す。5 章では、3 章、4 章で得られた知見を踏まえ、薄層化 CFRTP 積層板の修復において、圧縮強度の回復に影響を与える因子を明らかにする。

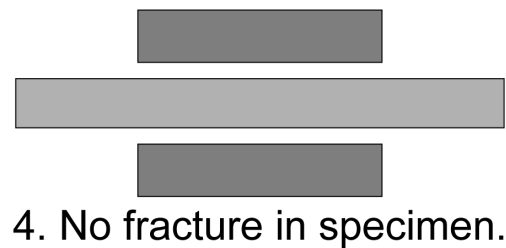
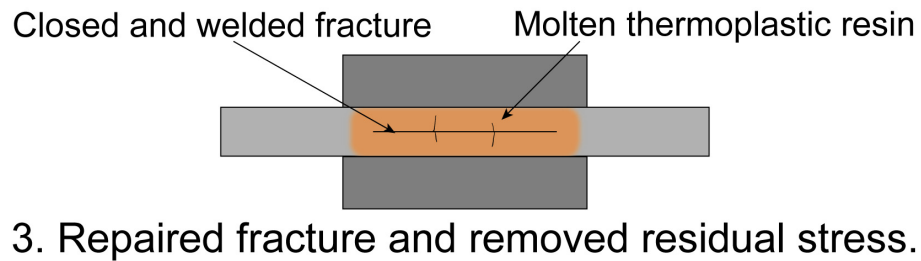
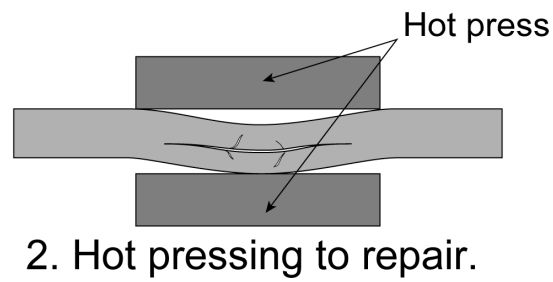
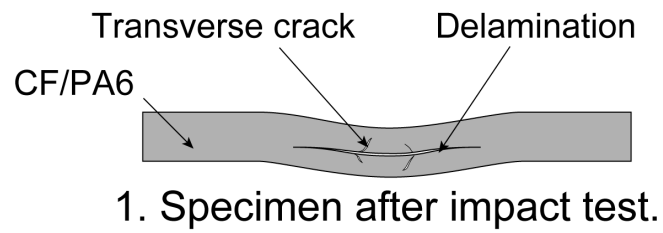


Fig. 1.19: Schematic image of repairing internal impact damage due to matrix failure in CFRTTP laminates using thermal fusion bonding.



## 参考文献

1. 高橋淳, “環境負荷低減を目指した複合材料技術の進展 3. CFRP の LCA と省エネルギー効果”, 材料, **57**(8), pp. 852-855, 2008.
2. 松井醇一, “アドバンスド・カーボン シリーズ 1 炭素繊維の展開と評価方法 (初版)”, (株)リアライズ社, 東京都, pp. 8-16, pp. 99-101, 1989.
3. 大谷杉郎, 大谷朝男, “カーボンファイバ入門 (第 1 版)”, 株式会社オーム社, 東京都, pp. 63-68, 1983.
4. 大谷杉郎, 大谷朝男, “カーボンファイバ入門 (第 1 版)”, 株式会社オーム社, 東京都, p. 85, 1983.
5. D. Hull and T. W. Clyne, “An Introduction to Composite Materials (Second Edition)”, Cambridge University Press, United Kingdom, p. 11, 1996.
6. 石川隆司, “航空機における先進複合材料の適用の新展開”, 日本船舶海洋工学学会誌, (26), pp. 27-32, 2009.
7. C. Soutis, “Fibre reinforced composites in aircraft construction”, *Progress in Aerospace Science*, **41**(2), pp. 143-151, 2005.
8. J. Alcorta, “Aerospace: economic and environmental impacts”, *JEC Composite Magazine*, **72**, pp. 52-54, 2012.
9. 木本幸胤, “自動車の安全設計と信頼性向上に貢献する複合材料技術(2) 国内における FRP の自動車応用に関する現状と展望 CFRP 製自動車部品の事例と将来展望”, 日本複合材料学会誌, **32**(4), pp. 147-150, 2006.
10. J. Takahashi, “Development of innovative CFRTTP technologies for mass-produced cars”, *JEC Composite Magazine*, **81**, pp. 44-45, 2013.
11. F. Deutschänder, and A. Ferencz, “Collaboration speed up automotive manufacturing”, *JEC Composite Magazine*, **82**, pp. 25-27, 2013.
12. J. Zeilon, “Cost-effective manufacturing systems for composite parts”, *JEC Composite Magazine*, **82**, pp. 28-29, 2013.
13. O. de Verclos, “Introduction of new solutions for automotive mass production”, *JEC Composite Magazine*, **82**, pp. 30-32, 2013.
14. S. Humphreys, “Composite in wind energy”, *JEC Composite Magazine*, **70**, pp. 36-38, 2012.
15. S. K. Ha, “Innovative design procedures for large-scale wind turbine blades”, *JEC Composite Magazine*, **70**, pp. 39-45, 2012.
16. M. Wichmann, and G. Rüb, “Harnessing the wind: New technologies for longer, lighter rotor blades”, *JEC Composite Magazine*, **78**, pp. 27-29, 2013.

17. 邊 吾一, 石川隆司, “先進複合材料工学(初版)”, 培風館, 東京都, p. 166, 2005.
18. 北野彰彦, “航空機の軽量化を支える炭素繊維複合材料”, 科学と教育, **59**(4), pp. 226-229, 2011.
19. (財)高分子素材センター, “石油代替電源用新素材の試験・評価方法の標準化に関する調査研究成果報告書”, JHPC 5-2, 1993.
20. (財)高分子素材センター, “石油代替電源用新素材の試験・評価方法の標準化に関する調査研究成果報告書”, JHPC 6-2, 1994.
21. S. Abrate, “Impact on laminated composite materials”, *Applied Mechanics Reviews*, **44**(4), pp. 155-190, 1991.
22. 月森隆雄, 高橋淳, 大沢勇, 金井誠, 鵜澤潔, “炭素繊維強化ポリプロピレンのリサイクル性評価”, 48<sup>th</sup> FRP CON-NEX2003, 講演番号: II-19, 東京都, 2003.10.28-29.
23. 桐原貴大, 高橋淳, “LCAにより導かれる CFRP 適用分野におけるリサイクルの必要性”, 東京大学工学部 システム創成学科 環境・エネルギーシステムコース 平成 21 年度卒業論文, 2010.
24. 柴田勝司, 中川光俊, “常圧溶解法による CFRP リサイクル技術”, 日立化成テクニカルレポート, (56), pp.6-11, 2013.
25. MIL-HDK-17F3, p. 7-34, 2002.
26. 北條正樹, “炭素繊維強化樹脂複合材料の層間はく離疲労き裂伝ば挙動の破壊力学的研究”, 京都大学, 博士論文, 1990.
27. 仙北谷英貴, 北條正樹, 長澤長八郎, 劔持潔, 牧廣, “一方向 CF/エポキシ積層板の引張疲労およびモード I 層間はく離疲労き裂伝ばにおける破壊機構の比較”, 材料, **42**(472), pp. 52-58, 1993.
28. 松田聡, 北條正樹, 落合庄治郎, “層間高靱化 CFRP のモード II 層間はく離疲労のメゾ破壊機構”, 日本機械学会論文集 A 編, **63**(605), pp. 39-45, 1997.
29. 田中啓介, 田中拓, 北村公利, 北條正樹, “一方向 CFRP の混合モードにおける疲労き裂伝ば特性(PMC:疲労とき裂成長)”, 日本材料学会, 学術講演会前刷, **40**, pp. 301-303, 1991.
30. MIL-HDK-17F3, p. 7-8, 2002.
31. E. G. Guynn, and T. K. Obrien, “The influence of lay-up and thickness on composite impact damage and compression strength”, *Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference*, 26th, Orlando, FL, pp. 187-196, 1985.
32. W. Cantwell, and J. Morton, “The influence of varying projectile mass on the impact response of CFRP”, *Composite Structures*, **13**(2), pp. 101-114, 1989.
33. G. Clark, “Modelling of impact damage in composite laminates”, *Composites*, **20**(3), pp. 209-214, 1989.

34. H.-Y. Choi, and F.-K. Chang, "A Model for Predicting Damage in Graphite/Epoxy Laminated Composites Resulting from Low-Velocity Point Impact", *Journal of Composite Materials*, **26**(14), pp. 2134-2169, 1992.
35. Y. S. Kwon, V. Bhavani, and B. Sankar, "Indentation-Flexure and Low-Velocity Impact Damage in Graphite Epoxy Laminates", *Journal of Composites Technology and Research*, **15**(2), pp. 101-111, 1993.
36. T. Ishikawa, S. Sugimoto, M. Matsushima, and Y. Hayashi, "Some experimental findings in compression-after-impact (CAI) tests of CF/PEEK (APC-2) and conventional CF/epoxy flat plates", *Composites Science and Technology*, **55**(4), pp. 349-363, 1995.
37. G. A. O. Davies, and X. Zhang, "Impact damage prediction in carbon composite structures", *International Journal of Impact Engineering*, **16**(1), pp. 149-170, 1995.
38. S. Hitchen, and R. Kemp, "The effect of stacking sequence on impact damage in a carbon fibre/epoxy composite", *Composites*, **26**(3), pp. 207-214, 1995.
39. G. A. Bibo, and J. Hogg, "The role of reinforcement architecture on impact damage mechanisms and post-impact compression behavior", *Journal of Materials Science*, **31**(5), pp. 1115-1137, 1996.
40. C. Scarponi, "Ultrasonic technique for the evaluation of delaminations on CFRP, GFRP, KFRP composite materials", *Composites Part B: Engineering*, **31**(3), pp. 237-243, 2000.
41. J. Hou, N. Petrinic, C. Ruiz, and S. R. Hallett, "Prediction of impact damage in composite plates", *Composites Science and Technology*, **60**(2), pp. 273-281, 2000.
42. A. F. Johnson, A. K. Pickett, and P. Rozycki, "Computational methods for predicting impact damage in composite structures", *Composites Science and Technology*, **61**(15), pp. 2183-2192, 2001.
43. J. Baucom, and M. Zikry, "Low-velocity impact damage progression in woven E-glass composite systems", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, **36**(5), pp. 658-664, 2005.
44. K. M. Lal, "Residual Strength Assessment of Low Velocity Impact Damage of Graphite-Epoxy Laminates", *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, **2**(4), pp. 226-238, 1983.
45. M. Pavier, and M. Clarke, "Experimental techniques for the investigation of the effects of impact damage on carbon-fibre composites", *Composites Science and Technology*, **55**(2), pp. 157-169, 1995.
46. I. Kimpara, K. Kageyama, T. Suzuki, and I. Ohsawa, "Simplified and Unified Approach to Characterization of Compressive Residual Strength of

- Impact-Damaged CFRP Laminates”, *Key Engineering Materials*, **141-143**, pp. 19-34, 1997.
47. V. Hawyes, P. Curtis, and C. Soutis, “Effect of impact damage on the compressive response of composite laminates”, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, **32**(9), pp. 1263-1270, 2001.
  48. D.D.R. Cartié, and P. E. Irving, “Effect of resin and fibre properties on impact and compression after impact performance of CFRP”, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, **33**(4), pp. 483-493, 2002.
  49. S. Sanchezsaez, E. Barbero, R. Zaera, and C. Navarro, “Compression after impact of thin composite laminates”, *Composites Science and Technology*, **65**(13), pp. 1911-1919, 2005.
  50. H. Suemasu, “Effects of multiple delaminations on compressive buckling behaviors of composite panels”, *Journal of Composite Materials*, **27**(12), pp. 1172-1192, 1993.
  51. H Kaczmarek, “Comparative ultrasonic analysis of damage in CFRP under static indentation and low-velocity impact”, *Composites Science and Technology*, **51**(1), pp. 11–26, 1994.
  52. S. M. Lee, and P. Zahuta, “Instrumented Impact and Static Indentation of Composites”, *Journal of Composite Materials*, **52**(2), pp. 204-222, 1991.
  53. G. Belingardi, and R. Vador, “Low velocity impact tests of laminate glass-fiber-epoxy matrix composite material plates”, *International Journal of Impact Engineering*, **27**(2), pp. 213-229, 2002.
  54. F. Aymerich, P. Priolo, and D. Vacca, “Static Loading and Low-Velocity Impact Characterization of Graphite\_PEEK Laminates”, *The e-Journal of Nondestructive Testing*, **4**(3), 1999.
  55. 西川雅章, “繊維強化複合材料の微視損傷過程と破壊に関するマルチスケールモデリング”, 東京大学 大学院工学研究科 航空宇宙工学専攻, 博士論文, 2007.
  56. 西川雅章, 岡部朋永, 武田展雄, “面外不可を受ける CFRP 直交積層板の層間はく離進展シミュレーション”, 日本機械学会論文集 (A 編), **72**(726), pp. 1246-1253, 2006.
  57. Y. Aoki, H. Suemasu, and T. Ishikawa, "Damage propagation in CFRP laminates subjected to low velocity impact and static indenation", *Advanced Composite Materials*, **16**(1), pp. 45-61, 2007.
  58. C. Bouvet, B. Castanié, M. Bizeul, and J-J Barrau, “Low velocity impact modelling in laminate composite panels with discrete interface elements”, *International*

- Journal of Solids and Structures*, **46**(14-15), pp. 2809-2821, 2009.
59. 中島亨成, 北條正樹, 田中基嗣, 安達泰治, 日下貴之, 福岡俊康, 石橋正康, “Zanchor-CFRP の静的および疲労はく離進展特性の比較”, 日本機械学会, M&M 材料力学カンファレンス講演論文集, pp. 457-458 福岡県, 2005.11.4-6.
  60. 渡辺圭子, 日下貴之, 北條正樹, 福岡 俊康, 石橋 正康, “Zanchor 強化 CFRP 積層材のモード II 層間き裂進展挙動の実験的評価”, 日本複合材料学会誌, **34**(6), pp. 226-232, 2008.
  61. A. Parvizi, K. W. Garrett, J. E. Bailey, “Constrained cracking in glass fiber-reinforced epoxy cross-ply laminates”, *Journal of Materials Science*, **13**, pp. 195-201, 1978.
  62. Federal Aviation Administration, “Aviation Maintenance Technical Handbook – Airframe Volume 1”, FAA-H-8083-31, 2012.
  63. S. R. White, N. R. Sottos, P. H. Geubelle, J. S. Moor, M. R. Kessler, S. R. Sriram, E. N. Brown, and S. Viswanathan, “Automatic healing of polymer composites”, *Nature*, **409**(15), pp. 794-797, 2001.
  64. E. N. Brown, S. R. White, N. R. Sottos, “Microcapsule induced toughening in a self-healing polymer composite”, *Journal of Materials Science*, **39**, pp. 1703-1710, 2004.
  65. B. J. Blaiszik, S. L. B. Kramer, S. C. Olugebefola, J. S. Moore, N. R. Sottos, and S. R. White, “Self-Healing Polymers and Composites”, *Annual Review of Materials Research*, **40**, pp. 179-211, 2010.
  66. J. W. C. Pang, I. P. Bond, “A hollow fiber reinforced polymer composite encompassing self-healing and enhanced damage visibility”, *Composite Science and Technology*, **65**(11-12), pp. 1791-1799, 2005.
  67. G. Williams, R. Trask, and I. Bond, “A self-healing carbon fibre reinforced polymer for aerospace applications”, *Composites Part A*, **38**(6), pp. 1525-1532, 2007.
  68. (社)日本機械工業連合会, (財)次世代金属・複合材料研究開発協会, “平成 19 年度 熱可塑性樹脂複合材料の機械工業分野への適用に関する調査報告書”, (社)日本機械工業連合会, 2008.
  69. (社)高分子学会, “基礎高分子化学 (第 1 版)”, (株)東京化学同人, 東京都, p. 12, 2006.
  70. 成澤郁夫, “プラスチック材料強度シリーズ I プラスチックの機械的性質 (初版)”, シグマ出版, 東京都, pp. 20-21, 1994.
  71. 成澤郁夫, “プラスチック材料強度シリーズ II プラスチックの破壊靱性 (初版)”, シグマ出版, 東京都, p. 60, 1993.
  72. J. C. Prichard, and P. J. Hogg, “The role of impact damage in post-impact

- compression testing”, *Composites*, **21**(6), pp. 503-511, 1990.
73. 社日本機械工業連合会, 財次世代金属・複合材料研究開発協会, “平成 20 年度熱可塑性樹脂複合材の航空機分野への適用に関する調査報告書”, 社日本機械工業連合会, 2009.
  74. A. Offringa, “Development of an aircraft torsion box with an integrally stiffened thermoplastic skin”, 12th Japan International SAMPE Symposium (JISSE12), Tokyo Japan, PL2, 2011.
  75. F. Yang, and R. Pitchumani, “Interlaminar Contact Development During Thermoplastic Fusion Bonding”, *Polymer Engineering & Science*, **42**(2), pp. 424-438, 2002.
  76. C. Ageorges, L. Ye, and M. Hou, “Advances in fusion bonding techniques for joining thermoplastic matrix composites: a review”, *Composites Part A*, **32**(6), pp. 839-857, 2001.
  77. A Yousefpour, M Hojjati, and J-P. Immarigeon, “Fusion Bonding/Welding of Thermoplastic Composites”, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, **17**(4), pp. 303-341, 2004.
  78. 石川隆司, 野口義男, 松嶋正道, “炭素繊維強化熱可塑性樹脂複合材の成形とその高靱性力学特性に関する実験的研究”, 日本複合材料学会誌, **13**(2), pp. 63-71, 1987.
  79. G. Reyes, and U. Sharma, “Modeling and damage repair of woven thermoplastic composites subjected to low velocity impact”, *Composite Structures*, **92**(2), pp. 523-531, 2010.
  80. R. P. Wool, and K. M. O’Connor, “A theory of crack healing”, *Journal of Applied Physics*, **52**(10), pp. 5953-5963, 1981.
  81. R. P. Wool, B.-L. Yuan, and O. J. McGarel, “Welding of Polymer Interface”, *Polymer Engineering & Science*, **29**(19), pp. 1340-1367, 1989.
  82. S. C. Mantell, and G. S. Springer, “Manufacturing Process Models for Thermoplastic Composites”, *Journal of Composite Materials*, **26**(16), pp. 2348-2377, 1992.
  83. F. Yang, and R. Pitchumani, “Healing of Thermoplastic Polymers at an Interface under Nonisothermal Conditions”, *Macromolecules*, **35**(8), pp. 3213-3224, 2002.
  84. Y. M. Boiko, “Relationship between the Contact Time of Polymer Surfaces and Their Bond Strength”, *Mechanics of Composite Materials*, **39**(1), pp. 89-98, 2003.
  85. J. Tierney, and J. W. Gillespie, JR, “Modeling of *In Situ* Strength Development for the Thermoplastic Composite Tow Placement Process”, *Journal of Composite Materials*, **40**(16), pp. 1487-1506, 2006.

86. 平野憲芳, 吉村涼介, 木元順一, 伊藤徹, 倉石晃, 武田展雄, 榎本清志, “複合材構造健全性診断技術開発 第5章 光ファイバセンサによる衝撃損傷検知システムの開発”, 日本複合材料学会誌, **40**(3), pp. 89-97, 2014.
87. 鈴木豊明, 鈴木良郎, 轟章, 水谷義弘, “複合材製航空機用の耐雷用シールドの荷重センサ兼用化”, 第3回 日本複合材料合同会議 (JCCM-3), JCCM-3 講演論文集, pp. 270-273, 京都府, 2012.3.7-9.
88. 河越正羽, 水谷義弘, 轟章, “炭素繊維強化熱可塑性樹脂複合材料の導電性を利用した自己抵抗融着に関する基礎的研究”, 第3回 日本複合材料合同会議 (JCCM-3), JCCM-3 講演論文集, pp. 369-372, 京都府, 2012.3.7-9.
89. A. Parvizi, and J. E. Bailey, “On multiple transverse cracking in glass fibre epoxy cross-ply laminates”, *Journal of Materials Science*, **13**(10), pp. 2131-2136, 1987.
90. F. W. Crossman, W. J. Warren, A. S. D. Wang, and G. E. Law, “Initiation and Growth of Transverse Cracks and Edge Delamination in Composite Laminates Part 2. Experimental Correlation”, *Journal of Composite Materials*, **14**(1), pp. 88-108, 1980.
91. R. Y. Kim, and S. R. Soni, “Experimental and Analytical Studies On the Onset of Delamination in Laminated Composites”, *Journal of Composite Materials*, **18**(1), pp. 70-80, 1984.
92. K. Kawabe, S. Tomoda, and T. Matsuo, “A pneumatic process for spreading reinforcing fiber tow”, *The 42nd International SAMPE Symposium & Exhibition*, Anaheim, CA, pp. 65-76, 1997.5.4-8
93. H. Sasayama, K. Kawabe, S. Tomoda, I. Ohsawa, K. Kageyama, and N. Ogata, “Effect of lamina thickness on first ply failure in multidirectionally laminated composites”, *The 8th Japan International SAMPE Symposium & Exhibition (JISSE-8)*, Tokyo, Japan, 2003.11.18-21.
94. S. W. Tsai, S. Sih, and R. Y. Kim, “Thin ply composites”, *Collection of Technical Papers - AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics and Materials Conference*, **4**, AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC, Austin, TX, pp. 2555-2559, 2005.
95. S. Sih, R. Y. Kim, K. Kawabe, and S. W. Tsai, “Experimental studies of thin-ply laminated composites”, *Composites Science and Technology*, **67**(6), pp. 996-1008, 2007.
96. K. Kawabe, H. Sasayama, and S. Tomoda, “New Carbon Fiber Tow-Spread Technology and Applications to Advanced Composite Materials”, *SAMPE Journal*, **45**(2), pp. 6-17, 2009.
97. Y. Nishikawa, K. Okubo, T. Fujii, and K. Kawabe, “Fatigue crack constraint in

- plain-woven CFRP using newly-developed spread tows”, *International Journal of Fatigue*, **28**(10), pp. 1248-1253, 2006.
98. 竹内 博紀, 斎藤 博嗣, 金原 勲, “CFRP 直交積層板の薄層化による損傷進展抑制に関する実験的評価”, 日本複合材料学会誌, **37**(4), pp. 121-129, 2011.
  99. T. Yokozeki, Y. Aoki, and T. Ogasawara, “Experimental characterization of strength and damage resistance properties of thin-ply carbon fiber/toughened epoxy laminates”, *Composite Structures*, **82**(3), pp. 382-389, 2008.
  100. S. Tsai, A. Nettles, “NEW VALUES IN LAMINATED DESIGN AND MANUFACTURING”, *The 19<sup>th</sup> International Conference on Composite Materials (ICCM-19)*, pp. 39-40(e-proceedings in USB memory), Montreal, Canada, 2013.7.28-8.2.
  101. M. Morita, H. Saito, M. Tanaka, and I. Kimpara, “Clarification of Impact Damage Morphology in Thin-Ply CFRP Laminate”, *Proceedings of 11th Japan International SAMPE Symposium*, AM-1-2, Tokyo, Japan, 2009.11.25-27.



## 第 2 章

# CFRP 積層板における 衝撃損傷形態におよぼす層厚の影響

### 2.1 緒 言

CFRP は高比強度，高比弾性率であることから，二次構造部材だけでなく一次構造部材にも使用されている．しかし，特に CFRTS は面外方向からの低エネルギーの衝撃によって，外見上の損傷は非常に小さいにもかかわらず，その内部に層間はく離，層内樹脂割れ，繊維破断といった損傷（内部損傷）が発生する．これらの損傷は CFRP の力学的性質，とりわけ残留圧縮強度を低下させる．この対策の一つとして，積層板の一層あたりの層厚を薄くする薄層化という手法があることを緒論で取り上げた．

1.4 節で述べたように，薄層化した積層板の CAI 強度は一般的に向上することが知られているものの，いずれの報告も擬似等方性 CFRTS 積層板をもちいているにもかかわらず，その内部損傷の形態が層厚により異なっていた<sup>1,2,3)</sup>．また，過去の報告<sup>1,2)</sup>では板厚方向の分布が明示されておらず，薄層化による内部損傷の形態の変化，およびそれが CAI 強度に与える影響は不明瞭であった．

したがって，本章では，1) 薄層化 CFRTS 積層板内の衝撃損傷の発生，進展メカニズムの解明，および 2) 衝撃損傷メカニズムに対する層厚の減少の影響を検討した．具体的には，通常厚と薄層の 2 種類の擬似等方性 CFRTS 積層板を作製し，それぞれに対し衝撃を与えた後，損傷部の超音波探傷や顕微鏡による断面観察をおこなった．また，CAI 試験をおこない，内部損傷の投影面積と CAI 強度の関係も検討した．これらの実験的評価の比較と過去の研究から，層厚が CFRTS 積層板の内部損傷発生，進展に与える影響を評価した．

## 2.2 材料および試験方法

### 2.2.1 材料および試験片

本章では，通常厚の積層板の作製に炭素繊維とエポキシ樹脂から成る三菱レイヨン(株)製のプリプレグ，TR50S/#350 をもちいた．このプリプレグの厚さは 0.147 mm である．薄層のプリプレグは福井県工業技術センターで作製され，その厚さは 0.038 mm である．積層構成は擬似等方とし，通常厚の積層板（以降，Thick-ply）では $[45/0/-45/90]_{3S}$ （24 層），薄層化した積層板（以降，Thin-ply）では $[45/0/-45/90]_{12S}$ （96 層）とした．すべての積層板はオートクレーブをもちいて成形した．両者の板厚は約 3.6 mm，繊維体積含有率は 57%であった．Fig. 2.1 に，Thick-ply および Thin-ply の断面の写真を示す．

後述する衝撃損傷の形態の観察と CAI 試験とをおこなうために，試験片寸法を 2 種類用意した．前者は長さ，幅共に 43 mm，後者は長さ 140 mm，幅 35 mm とした．なお，長手方向は積層構成の  $0^\circ$  方向と一致する．

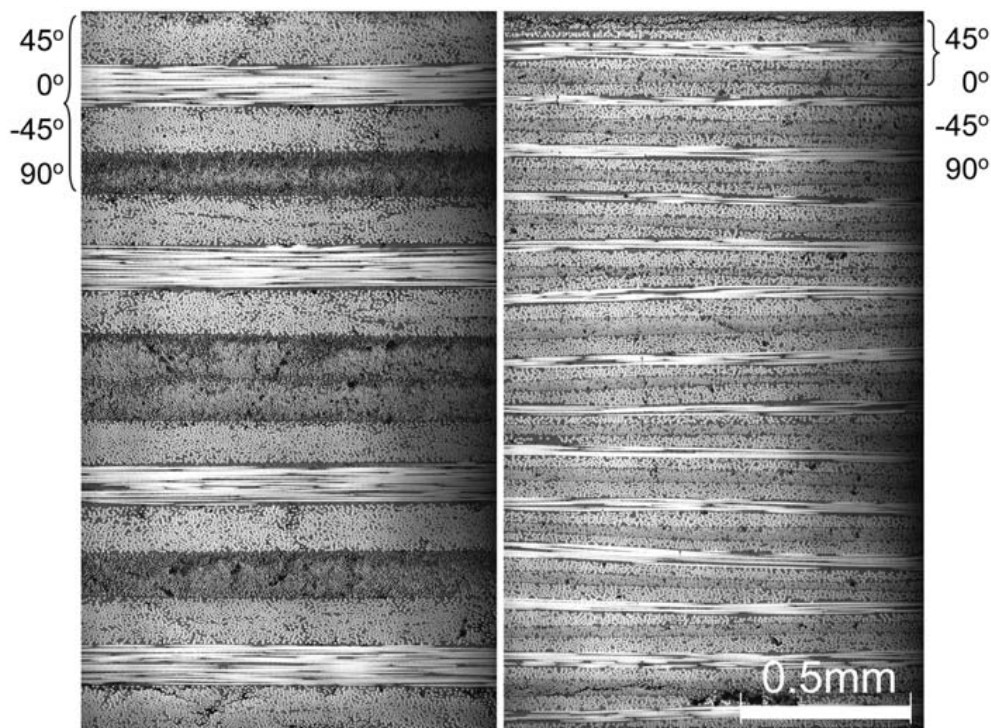


Fig. 2.1: Cross-sections of Thick-ply and Thin-ply laminates.

### 2.2.2 衝撃試験

試験片に対する衝撃試験は、JIS K 7089 の小型試験法<sup>4)</sup>に準拠しておこなった。Fig. 2.2 に、衝撃試験にもちいた試験装置を示す。また、落錘子の質量と形状、および衝撃試験の模式図を、Fig. 2.2 に示す。試験片を直径 30 mm の円孔を有するステンレス製の治具に固定し、その中央に直径 16 mm の球形の圧子を持つ 0.998 kg のステンレス製の落錘子を自由落下させることで衝撃を与えた。ここで、治具のボルトは 1.5 N・m で締結した。本章では、衝撃エネルギーを 0.75 J/mm と決めた。このエネルギー下では発生する衝撃損傷が BVID の範囲に収まり、層間はく離の進展が治具の円孔内に収まることが予備検討から確認された。

衝撃試験後、それぞれの試験片を水没させ、それらの内部損傷を 3D 超音波検査装置（東レ株式会社 TU-2000）をもちいて観察した。その後、断面観察用の試験片を幅方向に 1 mm 間隔で切り、研磨した断面に対して破面観察をおこなった。観察にはブルーレーザー顕微鏡（レーザーテック株式会社, VL2000D (180 倍～3600 倍)) をもちいた。また、この観察を通して、損傷の 3 次元的な分布図を作製した。

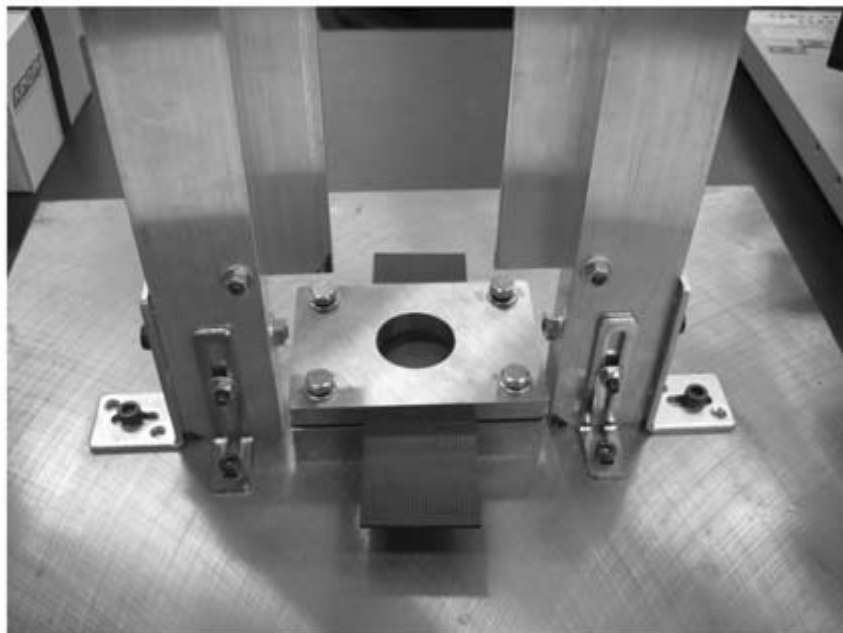


Fig 2.2: Fixture for drop-weight impact test.

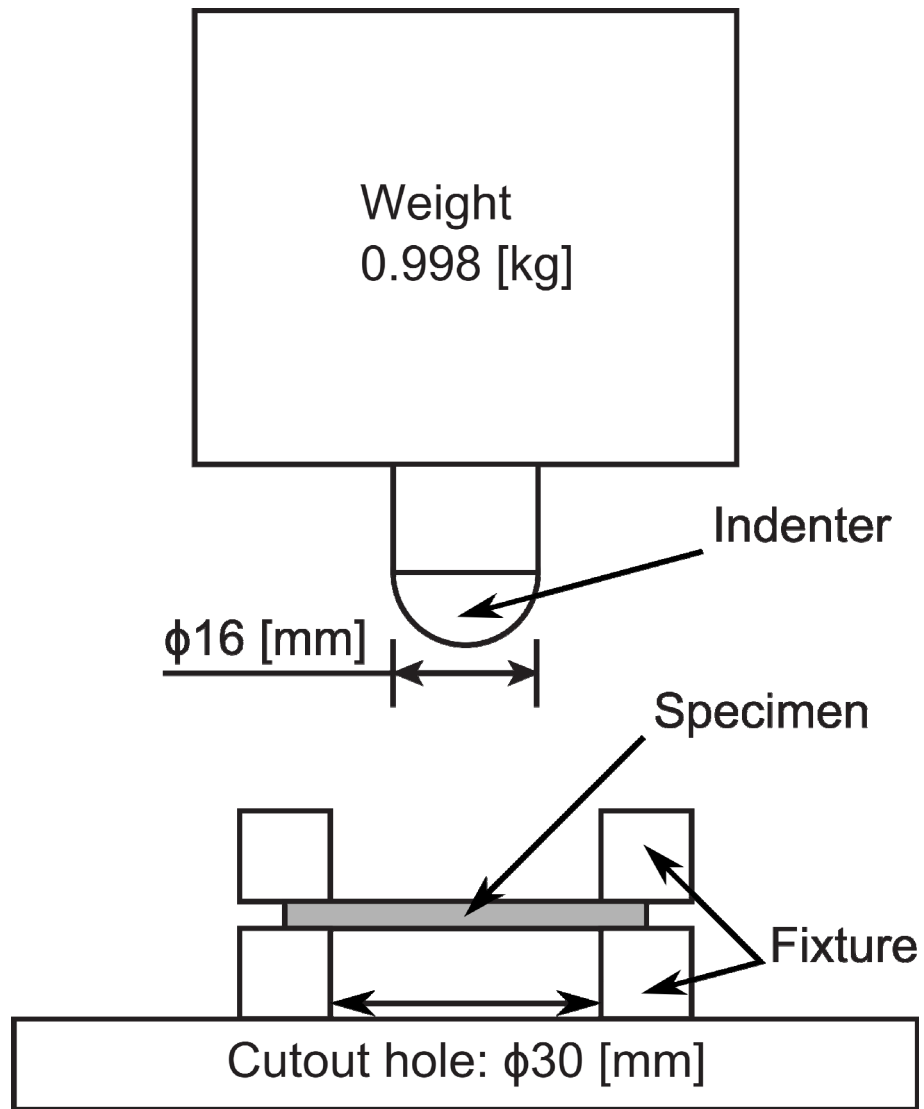


Fig. 2.3: Schematic drawing of impact test equipment

### 2.2.3 CAI 試験

本研究では，Kimpura ら<sup>5)</sup>の提案した治具をもちいて CAI 試験をおこなった．Fig. 2.4 に，彼らの提案した治具を示す．長さ 50 mm，幅 50 mm の溝に試験片をはめ，図中右の厚さ 15 mm のステンレス製の板を被せ，これを 4 本のボルトで締め上げることによって試験片を固定し，ゲージ間で試験片を破壊する．ASTM D7137 などに記載されている方法とは異なり，この治具のゲージ間では試験片の側面は拘束されず，ゲージ間での座屈を許容するのが特徴である．本研究では，ゲージ間隔を 40 mm とした．試験には油圧式サーボ試験機（株式会社島津製作所製 EHF-EB100[kN]-20L）を使用し，試験中の荷重を測定した．ここで，試験速度は 1 mm/min とした．また，試験中のひずみを測定するために，ひずみゲージを表裏に 2 枚ずつ貼りつけた．

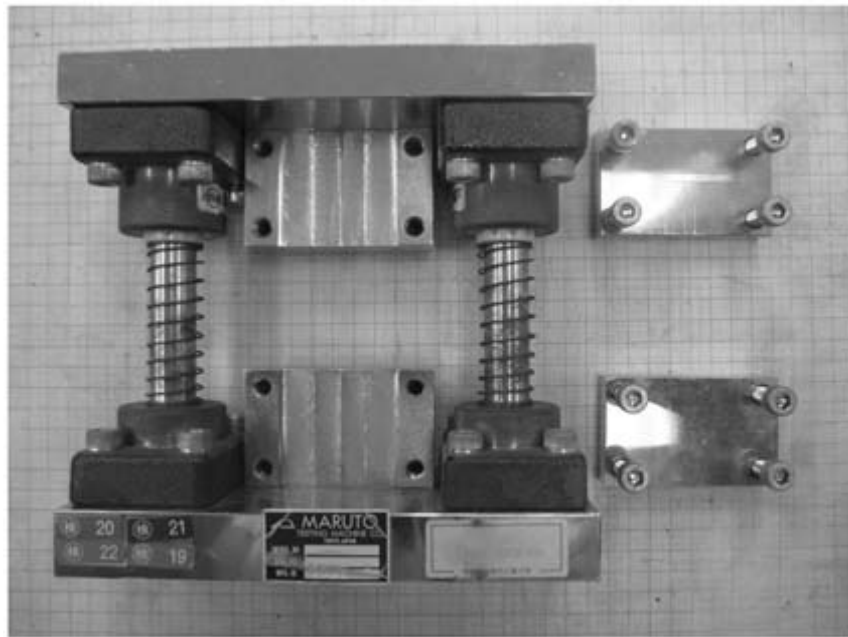


Fig. 2.4: Fixture for compression-after-impact (CAI) test.

## 2.3 実験結果および考察

### 2.3.1 超音波探傷

Fig. 2.5 に、Thick-ply および Thin-ply の衝撃後の超音波探傷結果を示す。Fig. 2.5a の左上に示す画像および右下の画像は、Thick-ply 試験片の衝撃を受けた面（以降、打痕側）およびその背面（以降、打痕背面）から得られた C-scope の画像である。また、左下および右上の画像は、衝撃を与えた点を通る幅方向および長手方向の B-scope の画像である。これらの図の明るい面が積層板内部に発生した内部損傷（特に層間はく離）を表している。Thick-ply 試験片内の層間はく離は、明らかに打痕を中心とした円形に広がっており、板厚方向に複数分布している。これらの損傷形態は多くの研究者<sup>6,7,8,9)</sup>が報告している擬似等方性 CFRP 積層板の観察結果と一致している。

一方、Thin-ply 積層板の損傷形態は大きく異なっており、Fig. 2.5b に示すように、ある特定の方向に大きく広がった扇状の層間はく離を呈している。すなわち、衝撃を与えた点に対して非対称に層間はく離が広がっている。Fig. 2.5b の B-scope の画像が示すように、この層間はく離はある特定の層内で広がっている傾向がある。

Fig. 2.6 に超音波探傷結果から得られた層間はく離の投影面積の平均値とその標準偏差を示す。この図から、Thin-ply は Thick-ply と比較し、層間はく離面積およびそのばらつきが大きい傾向にあることがわかった。

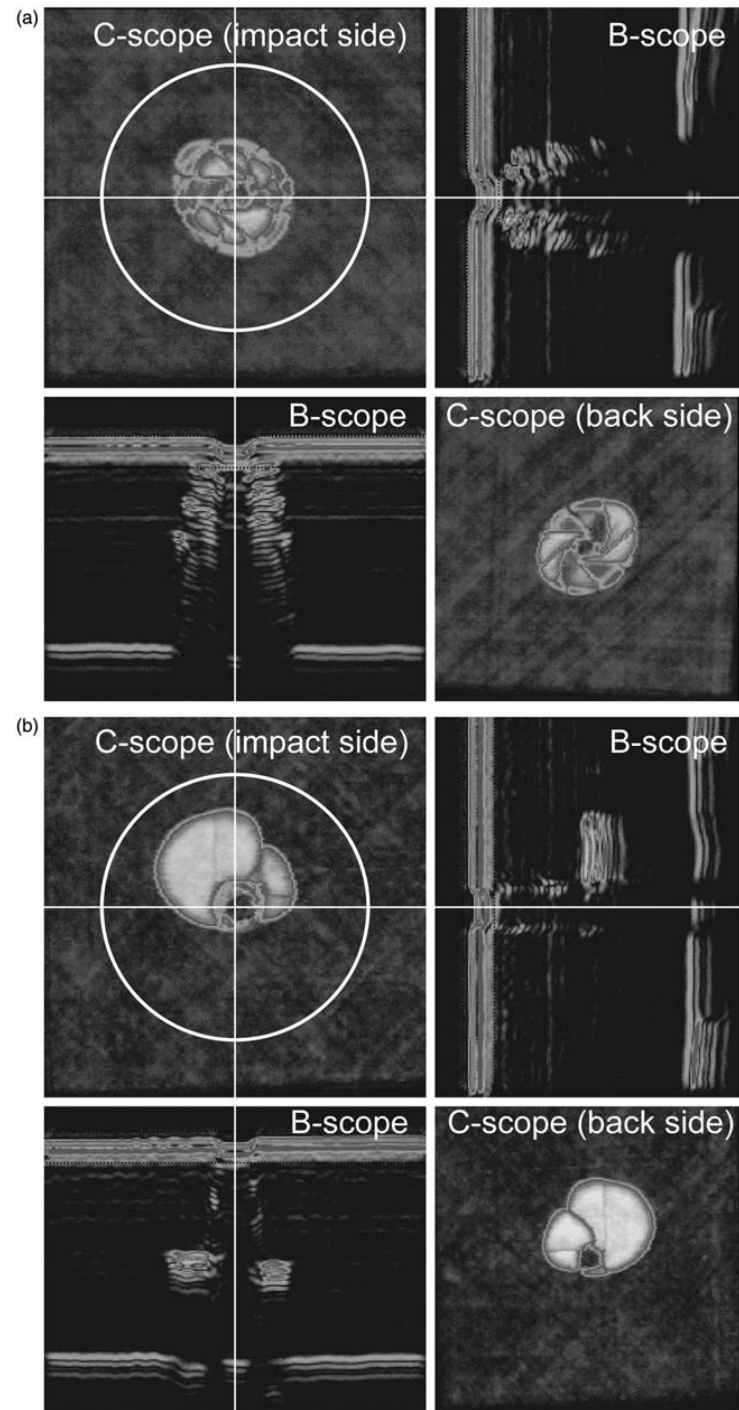


Fig. 2.5: Ultrasonic scanning images of impact damages in Thick-ply(a) and Thin-ply(b).

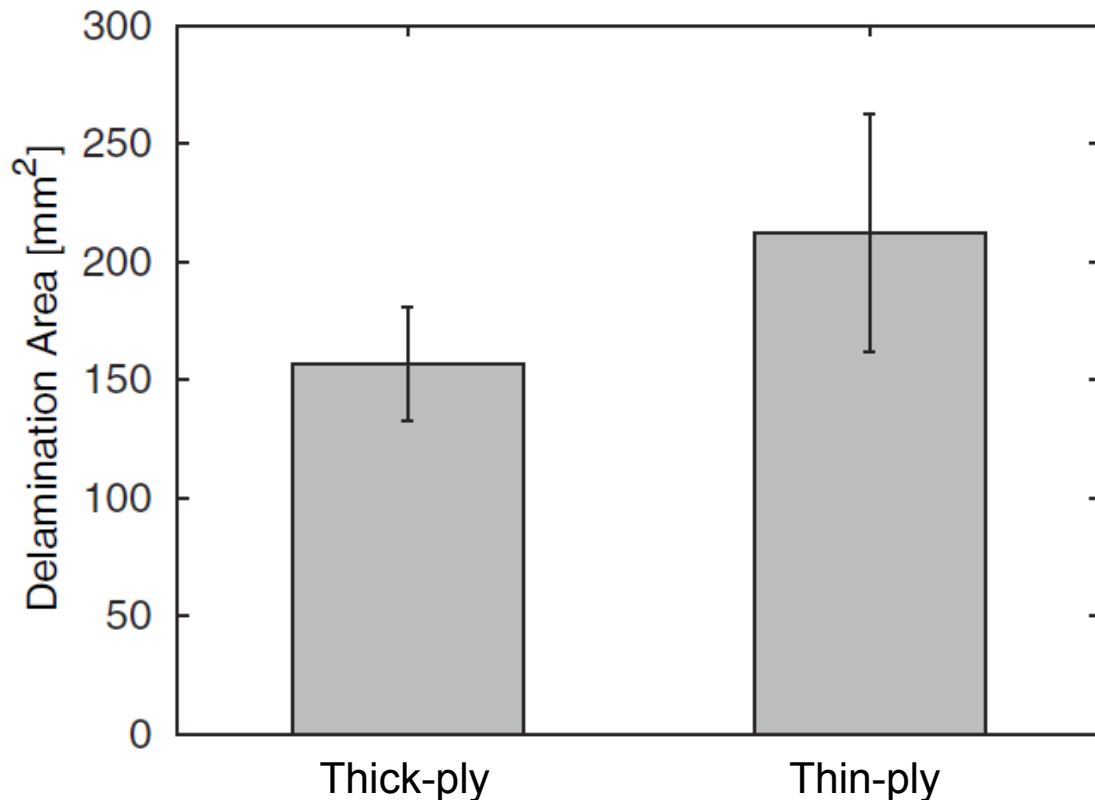


Fig 2.6: Delamination area in Thick-ply and Thin-ply.

### 2.3.2 CAI 試験

Fig. 2.7 に、CAI 試験後の試験片を示す。Thick-ply, Thin-ply とともに打痕周囲での局所座屈による破壊が生じていた。Fig. 2.8 に、積層板の CAI 強度の比較を示す。Thin-ply 試験片の CAI 強度は Thick-ply 試験片のそれよりも 23% 高かった。Fig. 2.9 に、CAI 試験中の応力-ひずみ線図を示す。この図から、すべての線で最終破壊時のみで応力が減少していることから、最終破壊が起きるまでは Thick-ply, Thin-ply とともにゲージ間での全体座屈を呈さなかったことがわかる。

CAI 強度と、超音波探傷から得られた層間はく離の投影面積との関係を、Fig. 2.10 に示す。Thin-ply の層間はく離の投影面積は Thick-ply のそれよりも大きいにも関わらず、明らかに前者の CAI 強度のほうが後者よりも高い。Yokozeki<sup>2)</sup>らの報告では薄層化によって 8% の CAI 強度向上が達成されている。彼らの研究



と本実験とでは試験片寸法や負荷した衝撃エネルギー、そして層厚（本実験では通常厚 0.15 mm, 薄層 0.04 mm であるのに対し, Yokozeki らの場合, 通常厚は約 0.13 mm, 薄層は 0.07 mm）が異なるため単純な比較はできないが, 薄層化すると CAI 強度が向上するという傾向は過去の研究結果とも一致する<sup>1,2)</sup>.

ところで, Sih<sup>1)</sup>らや Yokozeki ら<sup>2)</sup>は, 内部損傷の投影面積が同程度であると報告している. 一方本実験では, Fig. 2.6 に示したように, Thin-ply のほうが投影面積は大きいにも関わらず CAI 強度が Thick-ply よりも高い. これは Fig. 2.5 に示すように, Thin-ply では層間はく離が板厚方向中央に集中しているのに対し, Thick-ply ではある特定の層にのみ分布していることに起因すると考えられる. すなわち, 層間はく離で分離した各層の板厚は Thin-ply のほうが Thick-ply よりも厚くなる. よって, 損傷部の局所的な座屈が発生する荷重が向上したため, Thin-ply 試験片の CAI 強度が Thick-ply のそれを上回ったと考えられる. また, Kawabe ら<sup>10)</sup>は, 薄層化した擬似等方性 CFRP 積層板におけるこのような高い圧縮強度に関して, 炭素繊維束を薄層化する際に Thin-ply 積層板内の 0°方向の繊維がより直線的になり, 炭素繊維本来の強度が発現したと報告している. すなわち, 0°方向の繊維が微小座屈を起こしにくくなっている. この議論は本実験の結果に当てはまると考えられる.

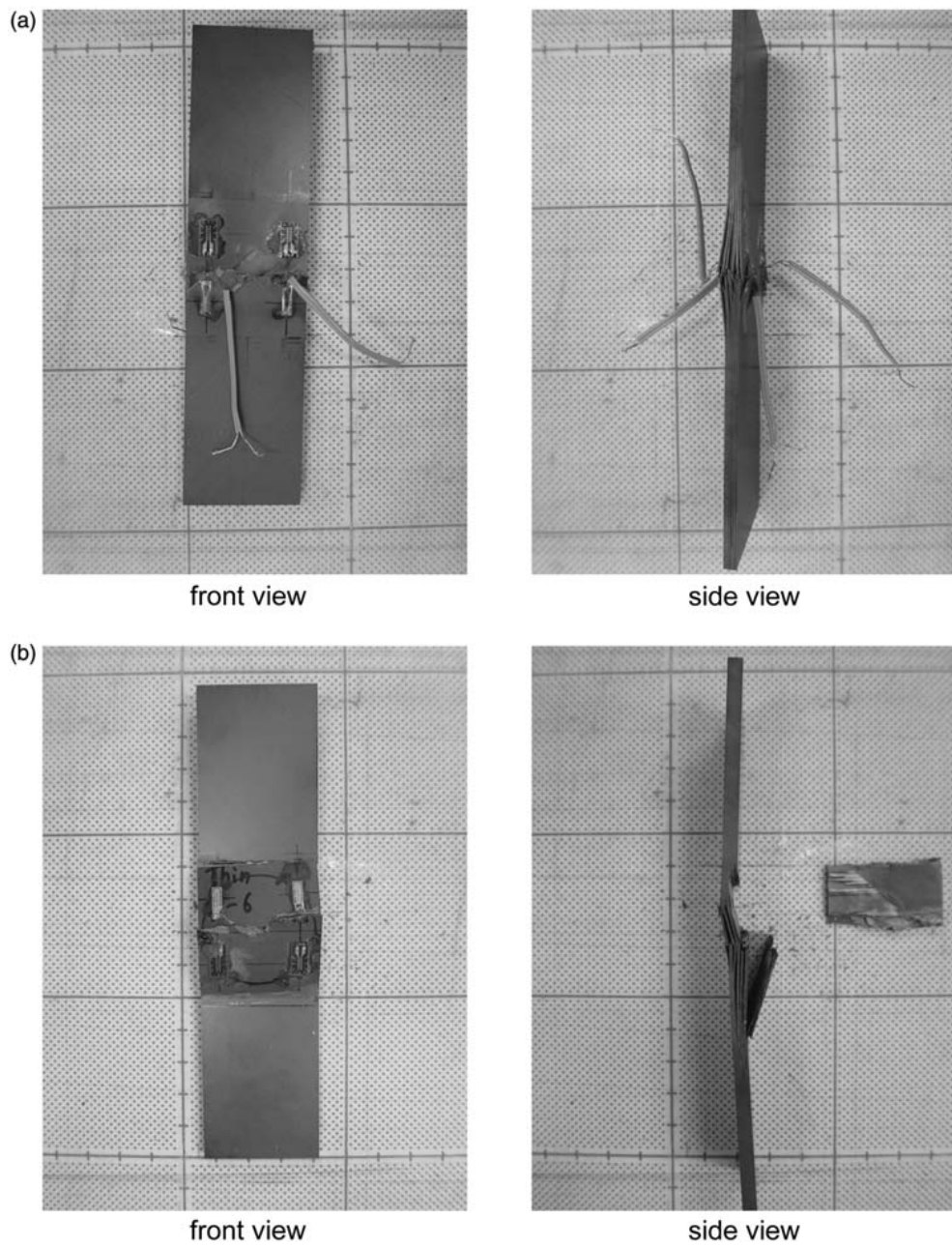


Fig. 2.7: Specimens after compression-after-impact (CAI) test. (a) Thick-ply (b) Thin-ply.

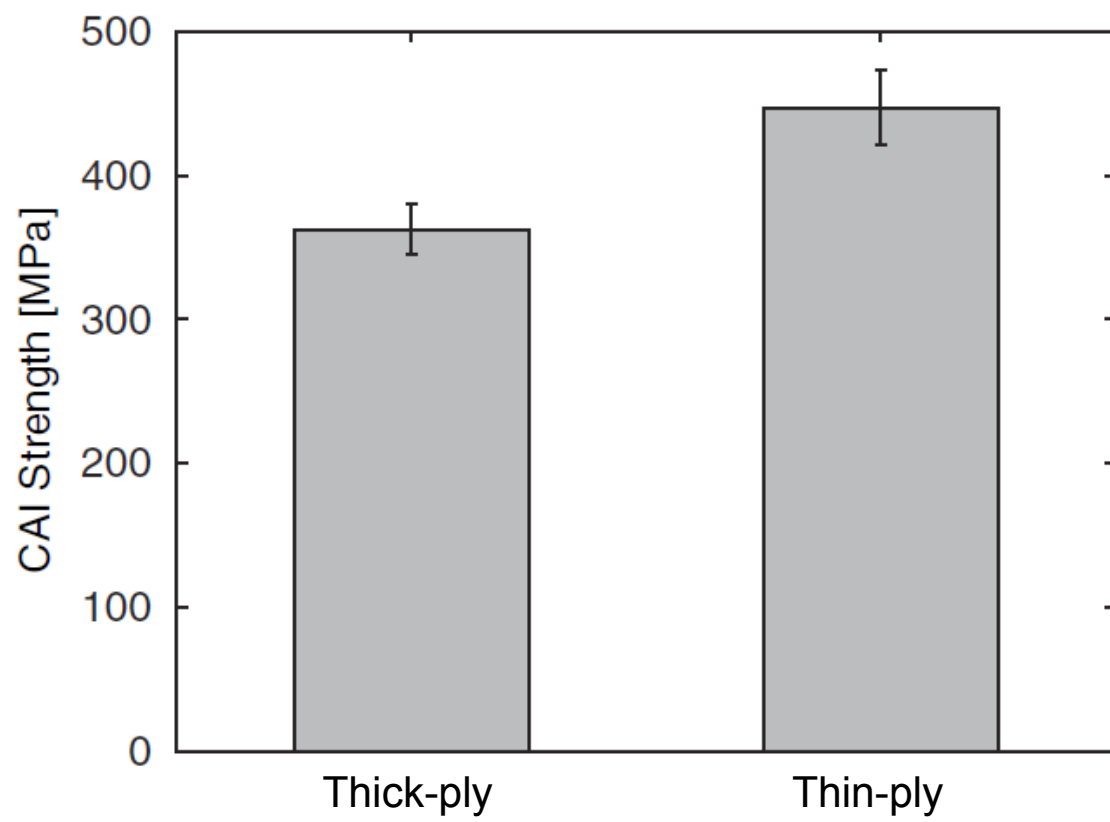


Fig 2.8: Compression-after-impact (CAI) strength.

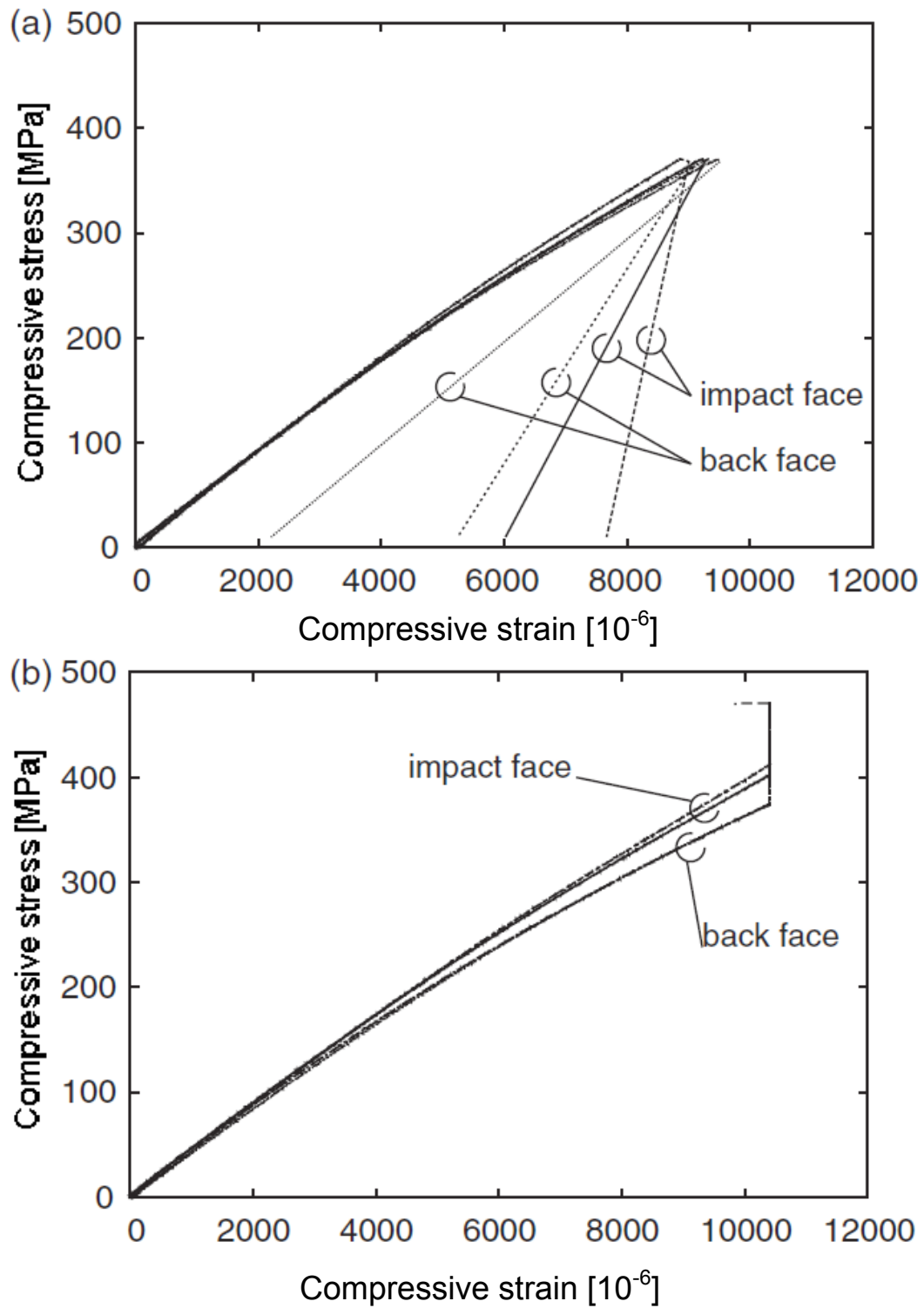


Fig. 2.9: Stress-strain curves in compression-after-impact (CAI) tests. (a) Thick-ply (b) Thin-ply.

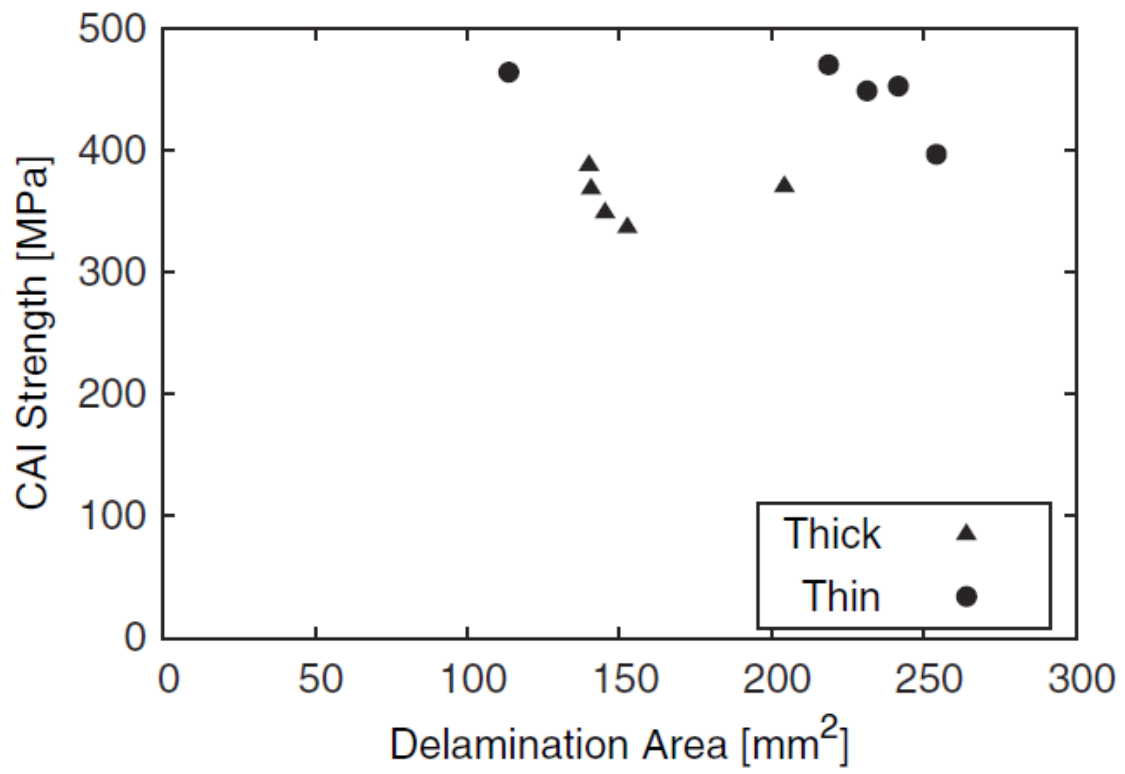


Fig. 2.10: Relationship between compression-after-impact (CAI) strength and delamination area.

### 2.3.3 断面観察

Fig. 2.11 に、Thick-ply および Thin-ply 試験片の衝撃試験後の断面観察の写真および模式図を示す。これらの図は、Fig. 2.12 に示すように、打痕中央を通る断面を表している。層間はく離および層内樹脂割れを含む内部損傷は、写真の下の方の模式図内で黒線で示されている。なお、この模式図の灰色の帯は  $0^\circ$  層を示している。

Fig. 2.11a から、Thick-ply においては明らかに  $0^\circ$  層の上にあるすべての  $\pm 45^\circ$  層で層内樹脂割れが発生している。また、これらの層内樹脂割れは  $0^\circ$  層にそって進展している層間はく離とつながっている。この損傷は過去の研究<sup>6,7,8,9)</sup>で報告されているように、らせん形状を呈していた。

対照的に、Fig. 2.11b で示したように、Thin-ply 内の層内樹脂割れは非常に少ない。この断面では一つの層内樹脂割れしか観察されなかった。この層内樹脂割れは板厚方向中央付近の  $90^\circ$  と  $-45^\circ$  を通って発生していた。加えて、この特徴的な層間はく離は明らかにある特定の層間で大きく進展する傾向があった。したがって、Fig. 2.5b の超音波探傷の画像で示したような打痕の中央から外れたような形状をしていた。

Fig. 2.13 に、内部損傷の 3 次元的な分布の模式図を示す。これらの模式図は幅方向に 1 mm の間隔で断面観察をおこなうことで作成された。これらの図から、Thick-ply および Thin-ply いずれでも層間はく離は層内樹脂割れによって互いに結合され、らせん形状を呈しているものの、Thin-ply における主だった内部損傷は板厚方向中央付近でのみ発生していることが明らかになった。

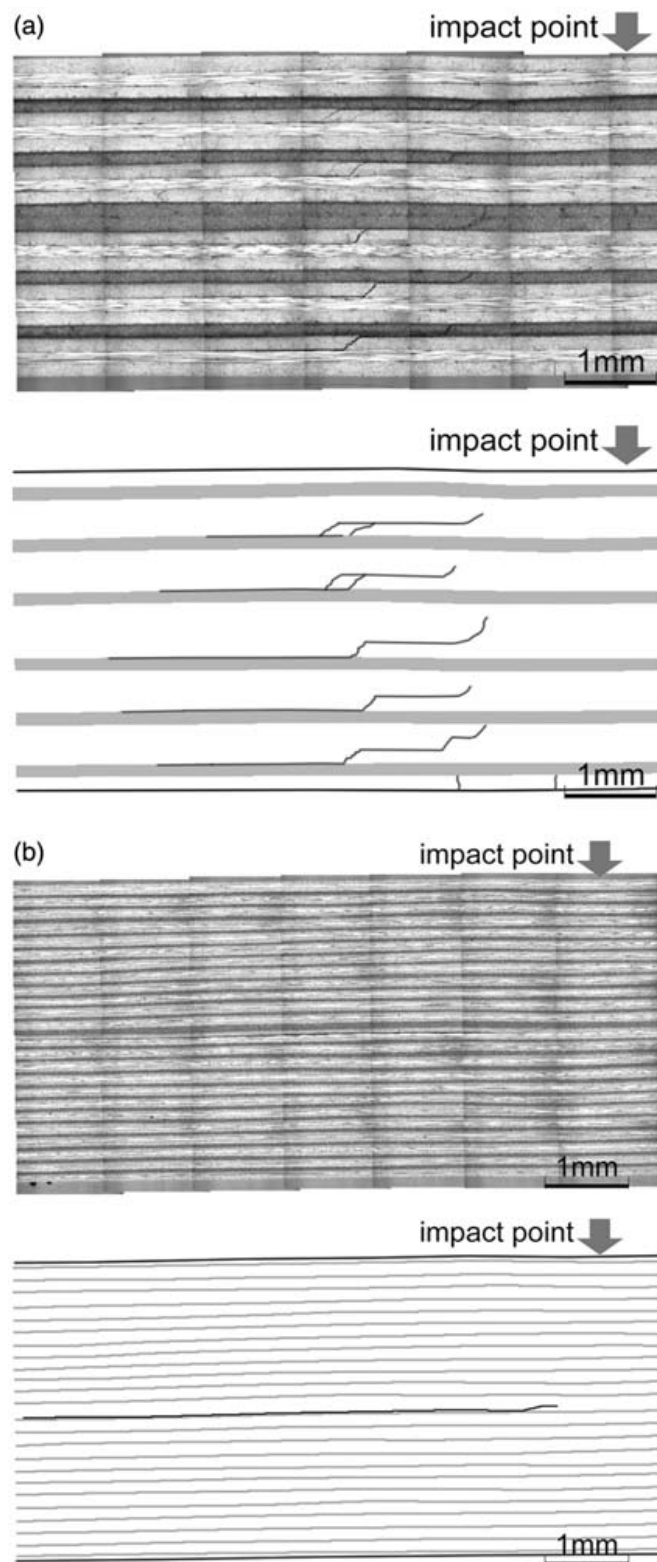


Fig. 2.11: Cross-sectional photographs of Thick-ply(a) and Thin-ply(b).

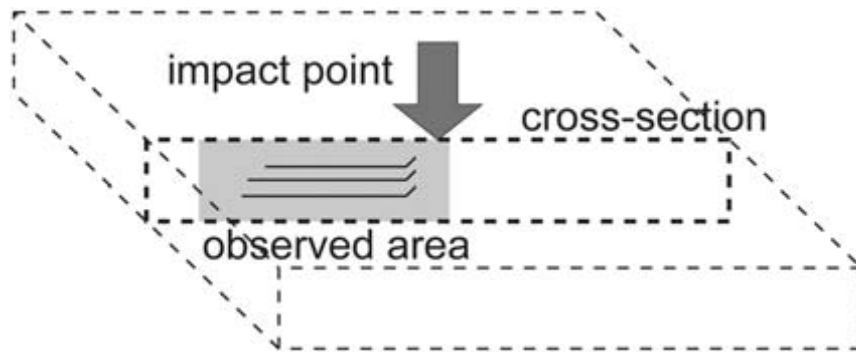


Fig 2.12: Schematic illustration of observed location in crosssections.

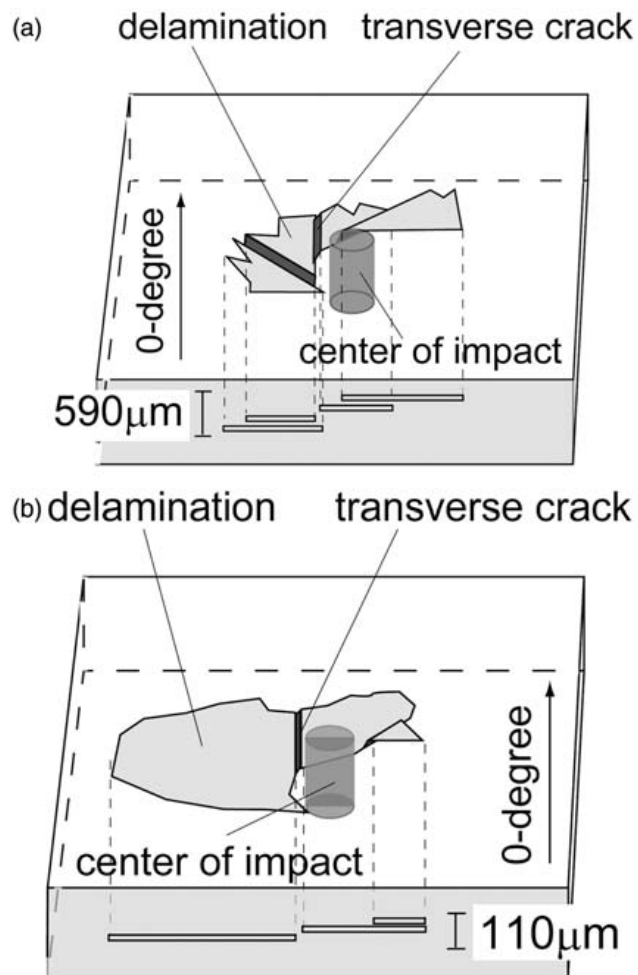


Fig. 2.13: Three-dimensional illustrations of distribution of inside damages. (a) Thick-ply (b) Thin-ply.



#### 2.3.4 薄層化した積層板の破壊メカニズム

Thin-ply 試験片内の局所的な層内樹脂割れの場所は、積層板の積層構成に大きく依存していると考えられる。Thin-ply, Thick-ply とともに積層構成は対称積層であるから、板厚方向中央の  $90^\circ$  層は他の層の 2 倍の厚さがある。また、層内樹脂割れは特定の層間はく離の進展の前兆として作用すると報告されている<sup>11)</sup>。よって、数が少なく局所的な層内樹脂割れが、Thin-ply 内に発生した特徴的な損傷の局所化を引き起こしていると考えられる。

ここではき裂発生における層の厚さの影響について議論する。Takeuchi ら<sup>12)</sup>は過去に一軸方向引張試験において、層厚の異なった直交積層板内のき裂進展挙動の厳密な観察をおこなった。Fig. 2.14<sup>12)</sup>に、層厚 0.04, 0.08, 0.16 mm の  $90^\circ$  層内の層内樹脂割れを示す。0.04 mm の層厚では、層内樹脂割れの急激な進展は引張ひずみが 1.5%を超えるまで観察されなかった。一方、他の 2 つの層厚をもつ積層板では、1.0%の引張ひずみで急激なき裂進展が見られた。また、急激なき裂進展が発生するクライテリオンを調べるために、Fig. 2.15<sup>12)</sup>に示すような仮想き裂閉口積分法 (virtual crack closure method : VCCM) をもちいた有限要素モデルを使用してき裂先端のエネルギー解放率を求めた。Fig. 2.16<sup>12)</sup>は、彼らが求めた層厚 0.04, 0.08, 0.16 mm のそれぞれの場合における、ひずみ、き裂長さ、およびき裂先端のエネルギー解放率の関係である。0.08, 0.16 mm の層厚では  $40 \text{ J/mm}^2$  を超えたときに急激なき裂進展が始まる。しかしながら、層厚 0.04 mm の場合ではエネルギー解放率が  $40 \text{ J/mm}^2$  を上回らない。したがって、エネルギー解放率  $40 \text{ J/mm}^2$  が急激なき裂進展におけるしきい値と考えられる。

この急激なき裂進展を引き起こすしきい値の値は、Yokozeki ら<sup>13)</sup>によって得られた結果とよく一致している。彼らは直交積層、擬似等方積層の CFRP 積層板をもちいて静荷重下における  $90^\circ$  層内の層内樹脂割れの破壊プロセスを評価した。また、彼らは Fig. 2.17 に示すように、3 次元の有限要素モデルをもちいてき裂進展の存在を考慮したエネルギー解放率を算出し、約  $40 \text{ J/mm}^2$  という値を得た。

隣接する  $0^\circ$  層の存在によるき裂開口が抑制されるために、Fig. 2.16<sup>12)</sup>で示したように、き裂長さが層厚の約 75%のときにき裂先端のひずみエネルギーが最大となる。したがって、層厚が減少すると、き裂先端でのその層に存在し得るひずみエネルギーの最大値もまた減少する。もしき裂先端のひずみエネルギーの

最大値が、層厚の減少によって、き裂進展のしきい値を下回るようになればき裂はそれ以上成長しない。これによって、急激なき裂進展が起きない特定の層厚が存在する。本研究では急激なき裂進展を抑制する層厚のしきい値が 0.04 mm 以下であった。このため、Thin-ply 積層板においては板厚方向中央に少数の層内樹脂割れが見られ、層間はく離が大きく拡大した。一方、Thick-ply 積層板ではどの層も 0.04 mm 以上であったため、板厚方向全体に層内樹脂割れ、およびそれを起点とした層間はく離が分布した。

以上の議論から、薄層化 CFRP 積層板の衝撃損傷の形態の違いが、層厚の薄さの違いに起因していることが明らかにされた。さらに、破壊メカニズムによって Thin-ply 積層板と Thick-ply の積層板との層厚の違いによる破壊形態の差が現れ、2.3.2 で述べたような薄層化による CAI 強度向上の要因となったと考えられる。しかし一方で、Fig. 2.13 に示したように Thick-ply 積層板内の個々の層間はく離の長さは、Thin-ply の層間はく離よりも短い。すなわち、本研究での Thin-ply 積層板の CAI 強度向上は、厳密には層間はく離の板厚方向の分布と層間はく離の長さの兼ね合いの結果もたらされたものである。衝撃による損傷の形態は積層構成や材料によっても変化するから、今後薄層化が CAI 強度に与える影響をより詳細に明らかにする上では、これらの因子も考慮していく必要がある。

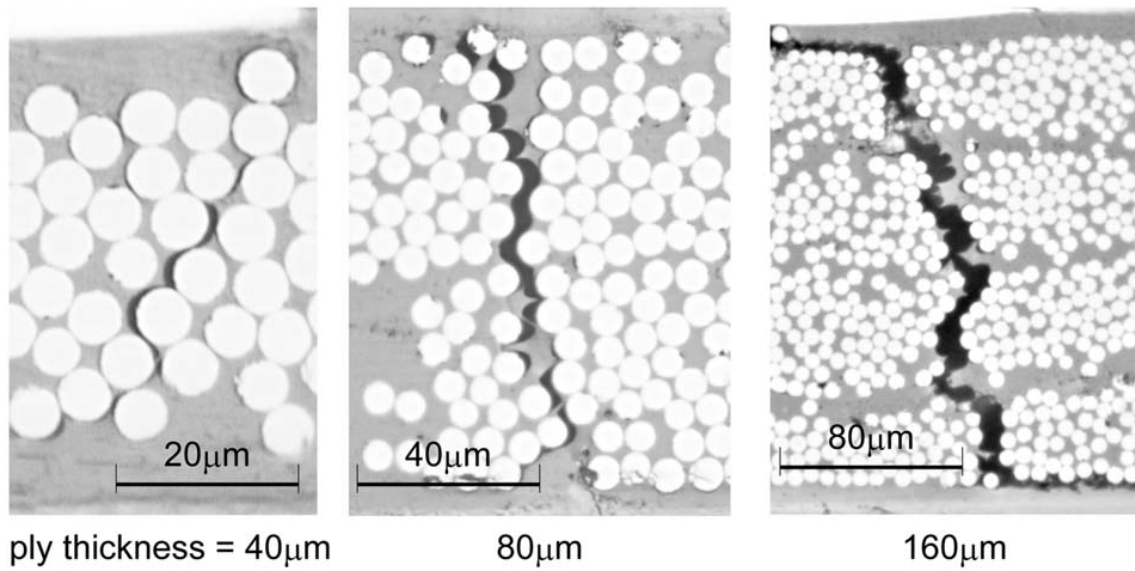


Fig. 2.14: Transverse cracking in 90-layer in cross-ply laminates<sup>35)</sup>.

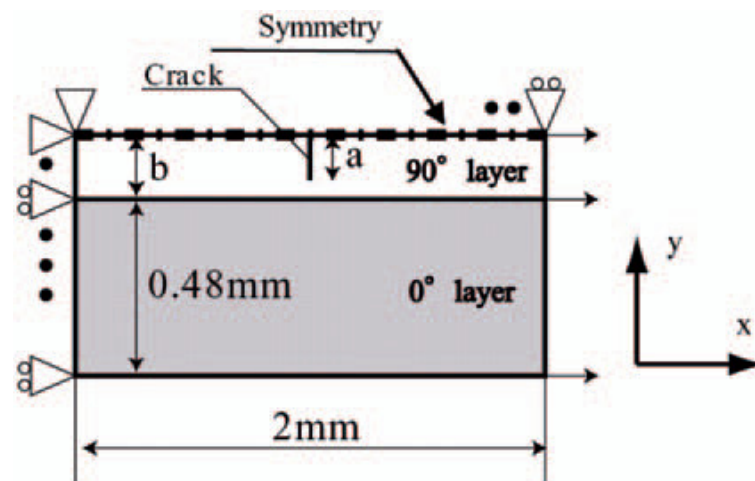


Fig. 2.15: Finite element (FE) model for calculation of strain energy release rate at crack tip<sup>12)</sup>.

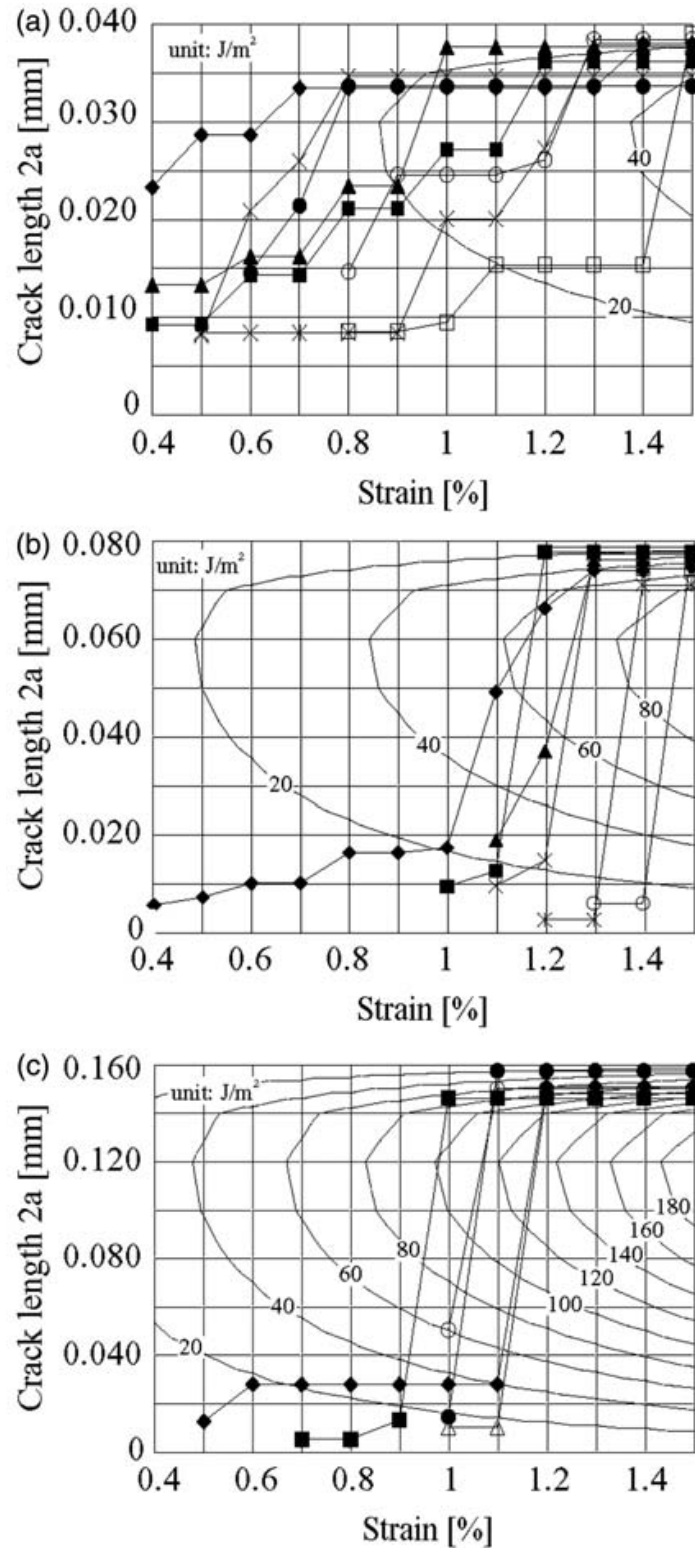


Fig. 2.16: Relationship between strain, crack length and energy release rate at crack tip<sup>12)</sup>. (Contour lines show energy release rate calculated.) (a)  $n=1$ , 90 layer thickness 0.04mm (b)  $n=2$ , 90 layer thickness 0.08mm (c)  $n=4$ , 90 layer thickness 0.16 mm.

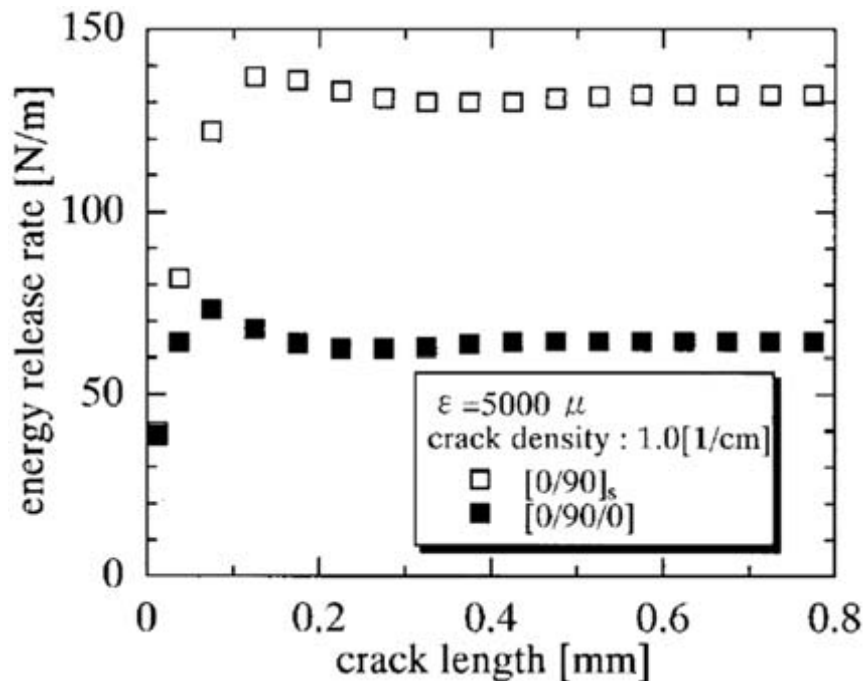


Fig. 2.17: Energy release rates associated with crack propagation in the width direction<sup>13)</sup>.

## 2.4 結 言

本章では，詳細な観察を基に CFRTS 積層板の衝撃損傷のメカニズムにおける層厚の減少の効果について議論した．以下に結論を列挙する．

1. Thin-ply 積層板の層間はく離の投影面積は Thick-ply と比較し大きいにもかかわらず，前者の CAI 強度は後者のより 23%高かった．
2. 衝撃試験後，Thin-ply の試験片では少数かつ局所的な層内樹脂割れが観察された．層間はく離はある特定の層で大きく拡大していた．
3. 本研究では積層構成を対称積層とし，中央の 90°層が他の層の 2 倍の層厚を持つため，Thin-ply 積層板内の局所的な層内樹脂割れの場所は，積層構成に大きく依存している．

4. 局所的な層内樹脂割れが，Thin-ply 積層板特有の衝撃損傷の局所化を引き起こしていると考えられる．
5. Takeuchi ら <sup>12)</sup>の過去の研究結果に基づくと，急激なき裂進展を起こさない特定の層厚は 0.04 mm 以下であると考えられる．このため，Thin-ply 積層板においては板厚方向中央に少数の層内樹脂割れが見られ，層間はく離が大きく拡大した．一方 Thick-ply 積層板では，すべての層が 0.04 mm 以上であるから，板厚方向全体に層内樹脂割れおよびそれを起点とした層間はく離が発生した．

## 参考文献

1. S. Sihh, R. Y. Kim., K. Kawabe, and S. W. Tsai, “Experimental studies of thin-ply laminated composites”, *Composites Science and Technology*, **67**(6), pp. 996-1008, 2007.
2. T. Yokozeki, Y. Aoki, and T. Ogasawara, “Experimental characterization of strength and damage resistance properties of thin-ply carbon fiber/toughened epoxy laminates”, *Composite Structures*, **82**(3), pp. 382-389, 2008.
3. M. Morita, H. Saito, M. Tanaka, and I. Kimpara, “Clarification of Impact Damage Morphology in Thin-Ply CFRP Laminate”, *Proceedings of 11th Japan International SAMPE Symposium*, Paper ID: AM-1-2, Tokyo, Japan, 2009.11.25-27.
4. JIS K 7089, 日本規格協会, (1996).
5. I. Kimpara, K. Kageyama, T. Suzuki, I Ohsawa, “Simplified and Unified Approach to Characterization of Compressive Residual Strength of Impact-Damaged CFRP Laminates”, *Key Engineering Materials*, **141-143**, pp. 19-34, 1998.
6. Abrate S. (1991). Impact on laminated composite materials, *Applied Mechanics Reviews*, **44**(4), 155-190.
7. T. Ishikawa, S. Sugimoto, M. Matsushima, and Y. Hayashi, “Some experimental findings in compression-after-impact (CAI) tests of CF/PEEK (APC-2) and conventional CF/epoxy flat plates”, *Composites Science and Technology*, **55**(4), pp. 349-363, 1995.
8. S. L. Gao, and J. K. Kim, “Three-Dimensional Characterization of Impact Damage in CFRPs, *Key Engineering Materials*, **141-143**, pp. 35-54, 1998.
9. G. A. O. Davies, and X. Zhang, “Impact damage prediction in carbon composite structures”, *International Journal of Impact Engineering*, **16**(1), pp. 149-170, 1995.
10. K. Kawabe, H. Sasayama, and S. Tomoda, “New Carbon Fiber Tow-Spread Technology and Applications to Advanced Composite Materials”, *SAMPE Journal*, **45**(2), pp. 6-17, 2009.
11. C. Bouvet, B. Castanié, M. Bizeul, and J.-J. Barrau, “Low velocity impact modelling in laminate composite panels with discrete interface elements”, *International Journal of Solids and Structures*, **46**(14-15), pp. 2809-2821, 2009.
12. H. Takeuchi, H. Saito, and I. Kimpara, “Restraining Effects of Transverse Cracking in 90° Layer of Thin-ply CFRP Cross-ply Laminates”, *Proceedings of 7th Asian-Australasian Conference on Composite Material (ACCM-7)*, Taipei, Taiwan, Paper ID: WED-SE25-06 (CD-ROM), 2010.

13. T. Yokozeki, T. Aoki, and T. Ishikawa, “Transverse crack propagation in the specimen width direction of CFRP laminates under static tensile loadings”, *Journal of Composite Materials*, **36**(17), pp. 2085-2099, 2002.



## 第 3 章

# 薄層化による CFRTP 積層板の CAI 強度向上とそのメカニズム

### 3.1 緒 言

2 章で示したように，層厚約 0.04 mm の薄層化擬似等方性 CFRTS 積層板をもちいた実験によって，薄層化 CFRP 積層板の衝撃損傷の形態の違いが，層厚の違いに起因していることが明らかにされた．この結果と，1.2 節ならびに 1.3 節で示したマトリックスのじん性の向上による層内樹脂割れ抑制の効果とを組み合わせることで，すなわち CFRTP を薄層化することで CAI 強度の一層の向上が見込まれる．しかし，薄層化 CFRTP はこれまでにない材料であり，衝撃損傷の形態が明らかになっていないほか，CFRTP における薄層化が CAI 強度向上に有効であるかも不明である．したがって，通常厚の CFRTP と薄層化 CFRTP 積層板とにおける，衝撃損傷形態および CAI 強度の違いを把握することが急務である．

そこで本章では，薄層化が CFRTP 積層板の衝撃による内部損傷の発生と進展に与える影響を，詳細な観察を基に評価し，それにともなう CAI 強度の変化について議論した．まず，層厚の異なる CFRTP 積層板に対して衝撃試験を実施した．次に超音波探傷と光学顕微鏡による断面観察によって，内部損傷の投影面積算出と観察をおこない，層厚が衝撃損傷の発生と進展に与える影響を議論した．最後に，内部損傷の存在する試験片に対して圧縮試験をおこない，CAI 強度と内部損傷の投影面積との関係を明らかにし，薄層化が CAI 強度に与える影響を評価した．

## 3.2 材料および試験方法

### 3.2.1 材料

試験片の材料として、熱可塑性樹脂であるポリアミド 6 (Polyamide 6 : PA6) をマトリクスとする、開繊 PA6-CF 一方向セミプレグシート (榊ミツヤ) をもちいた。このセミプレグシートにもちいられている炭素繊維は TR50S (三菱レイヨン(株)) である。マトリクスに PA6 を選んだ理由は、将来的に CF/EP 積層板との対照実験をおこなう際、積層板の損傷形態や CAI 強度に対して、じん性の違いによる変化が現れるのを期待したためである。すなわち、PA6 はエポキシと同程度の降伏強度でありながら、破壊じん性値  $K_{IC}$  が約 4 倍である<sup>3)</sup>ため、破壊じん性値のみの影響を抽出しやすいと考えた。セミプレグシートの厚さおよび繊維体積含有率は、それぞれ 0.043 mm および 54% である。

### 3.2.2 積層板および試験片の作製と品質検査

本章では、単層の厚さが異なり、同じ板厚を持つ 2 種類の CF/PA6 直交積層板を作製した。積層構成はそれぞれ  $[0_3/90_3]_{6S}$ ,  $[0/90]_{18S}$  とした。すなわち、前者では、3 枚のセミプレグシートを同じ方向に積層することにより、単層の厚さを後者の 3 倍としている。以降、簡便のために前者を Thick-ply, 後者を Thin-ply と呼ぶ。積層構成を直交積層板とした理由は、積層構成を単純にするためである。これによって、衝撃によって発生する応力状態や損傷形態を単純化し、内部損傷の発生、進展メカニズムを把握しやすくする狙いがある。

積層板の作製にはホットプレスをもちいた。成形圧力は、Thick の場合 1 MPa とした。一方、Thin-ply の場合は 2 MPa とした。これは、Thin-ply を 1 MPa の圧力で成形すると、積層板表面に含浸不良が見られたためである。セミプレグシートを加圧した後、ホットプレスの温度を常温から 553 K まで昇温し、その状態を 2 時間保持した。ここで、昇温に要した時間は 55 分である。最後に、Thick-ply では 1 MPa, Thin-ply では 2 MPa の成形圧力を保持したまま 6 時間除冷した。なお、ホットプレス成形をおこなうにあたって、PA6 内の水分を出来る限り取り除くために、積層後のセミプレグシートは最低 2 日デシケータに保管したのち成形にもちいた。また、本研究でもちいたホットプレスは空冷式のため、要し

た時間に 1～2 分の誤差がある。

試験片の切り出しにはダイヤモンドカッターをもちいた。その後、端面をサンドペーパーで 400 番、800 番、1200 番の順で研磨し、細かな表面の傷とバリを除去した。

作製した CAI 用試験片の寸法、単層の厚さ、および繊維体積含有率を、Table 3.1 に示す。なお、CAI 試験にもちいる試験片本数は、Thick-ply、Thin-ply とともに 5 本とし、この CAI 試験用試験片に対し、衝撃試験後の超音波探傷をおこなった。また、内部損傷の断面観察用試験片の本数は、CAI 試験用試験片とは別に、3 本準備した。

試験片内にボイドがある場合、それによって衝撃による内部損傷が変化する可能性がある。この懸念を取り除くために、品質検査として、衝撃試験前に本研究にもちいる試験片全てに対して超音波探傷をおこなった。また、積層板の板厚方向の断面観察をおこなった。これらの観察手法の詳細は、付録 A で述べる。調査結果の一例として、Thick-ply および Thin-ply の代表的な断面を、Fig. 3.1a および Fig. 3.1b にそれぞれ示す。これらの検査の結果、Thick-ply、Thin-ply ともにボイドは確認されなかったため、良好な試験片を作製できたと判断した。

Table 3.1 Properties of Thick-ply and Thin-ply specimens for CAI test

	Length	Width	Thickness	Ply thickness	Fiber volume fraction
unit	mm	mm	mm	mm	%
Thick-ply	130	40.1	2.89	0.12	55.5
Thin-ply	130	40.1	3.05	0.04	53.7

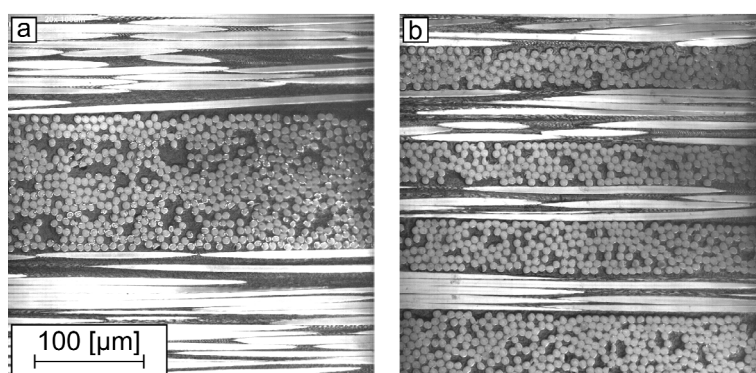


Fig. 3.1: Photography of cross-section of CF/PA6 laminates: photo a and b are Thick-ply and Thin-ply specimen, respectively.

### 3.2.3 衝撃試験および内部損傷の観察

CAI 試験，および断面観察用試験片に対する衝撃試験を，JIS K7089 の小型試験法に準拠しておこなった<sup>4)</sup>．2.2.2 で示したように，試験片は円孔を有するステンレス製のジグに固定され，ステンレス製の落錘子の自由落下によって衝撃エネルギーを与えられる．また，この試験法によれば， $E$  を試験片に与える衝撃エネルギー， $b$  を試験片の幅， $w$  を試験片の厚さとしたとき， $E/bw$  の値が，小型試験片と JIS K 7089 本体とで一致する場合，小型試験法と JIS 本体の CAI 強度が経験的に一致する<sup>4)</sup>．本実験の CF/PA6 直交積層板へこの経験則が適用できるかについては議論の余地があるが，ここでは衝撃エネルギー決定のための参考としてこの経験則をもちいた．JIS K 7089 本体に規定される板厚あたりの衝撃エネルギー，試験片幅，試験片厚さは，それぞれ 6.67 J/mm，100 mm，5 mm であり，本実験の Thick-ply の試験片の幅と厚さがそれぞれ 40.1 mm，2.89 mm であるから，小型試験法に対応する衝撃エネルギーは 1.55 J/mm となる．この結果から，本章では試験片に与える衝撃エネルギーを 1.5 J/mm とした．

CAI 試験用試験片に対し衝撃試験をおこなった後，内部損傷を超音波探傷によって観察し，投影面積を算出した．また，内部損傷の断面観察用試験片に対しても同様に衝撃を与え，断面観察によって内部損傷を観察した．これらの手法は品質検査の手法と同様であり，詳細は付録 A に示した．

### 3.2.4 圧縮試験

本章では 2 章と同様に，Kimpura ら<sup>5)</sup>の提案した治具をもちいて CAI 試験をおこなった．すなわち，長さ 50 mm，幅 50 mm の溝に試験片をはめ，上から厚さ 15 mm のステンレス製の板を被せ，これを 4 本のボルトで締め上げることによって試験片を拘束し，ゲージ間で試験片を破壊する．予備検討の結果，ゲージ間の寸法は 30 mm とした．この検討の詳細は，付録 B に示す．試験には油圧式サーボ試験機（株式会社島津製作所製 EHF-EB100[kN]-20L）を使用し，試験中の荷重を測定した．ここで，試験速度は，JIS K7089 に準拠し 1 mm/min とした．また，試験中の試験片の座屈挙動を測定するために，ひずみゲージを試験片の表裏に，両側面から 10 mm，長手方向中央から 3.5 mm の箇所にあわせて貼りつけた．なお，参考として，CAI 試験と同じ試験片寸法を持つ健全材をもちいて，

Thick-ply と Thin-ply の健全材の圧縮試験もおこなった．試験片本数，試験条件は先述の CAI 試験と同様である．

### 3.3 実験結果および考察

#### 3.3.1 Thick-ply の内部損傷観察結果

超音波探傷によって CAI 試験用試験片の衝撃試験後の内部損傷を観察した．代表的な結果を，Fig. 3.2a および Fig. 3.2b に示す．ここで，図中の X，Y，Z 軸は，それぞれ試験片の幅，長手，厚さ方向に対応する．Fig. 3.2a 内の点線は，試験片の側辺を示している．また，Fig. 3.2b は Fig. 3.2a の A-A 断面である．Fig. 3.2 に示す試験片の場合，内部損傷の長さは衝撃試験治具の円孔と同等（30 mm）の長さを有し，Y 方向に長い楕円形を呈していた．また，Fig. 3.2b から，内部損傷は板厚方向に多層に存在していることがわかった．その他の試験片に関して，この試験片のように，内部損傷の一部が円孔の縁に差し掛かるほど（打痕中央から 15 mm 程度）の長さを持っており，板厚方向に多層に存在していた．これら CAI 試験用試験片の内部損傷の投影面積の平均値は， $386 \text{ mm}^2$  であった．

板厚方向に分布する内部損傷を直接的に観察するために，断面観察用試験片の打痕中央を長手方向に切断し，断面観察をおこなった．代表的な結果を，Fig. 3.3 に示す．この断面の場合，観察できた内部損傷は，13 本の層間はく離と 8 本の層内樹脂割れからなり，多層にわたって分布している．層間はく離が多層に存在する傾向は，超音波探傷で得られた結果と一致している．なお，他の試験片に関して，同様の傾向を示し，10 本程度の層間はく離と 5 本程度の層内樹脂割れが存在した．

ここで，衝撃による内部損傷の発生メカニズムを考察するために，これらの損傷をより詳細に観察した．一例として，Fig. 3.3 内の矢印で指された箇所の拡大図を，Fig. 3.4a および Fig. 3.4b に示す．これらの図から，内部損傷は，層内樹脂割れ，繊維/樹脂界面はく離，および  $0^\circ$  層と  $90^\circ$  層の層間はく離に分類できる．さらに，層内樹脂割れに注目すると，それらは層間はく離の打痕側の端部に多く存在し，水平に対し約  $45^\circ$  の角度で進展している．ここで，短いはりの 3 点曲げにおいては，負荷点近傍において，上縁付近でせん断応力が最大になる<sup>6)</sup>こと

が知られており，1.2 節で述べた Bouvet ら<sup>7)</sup>の研究とあわせて考えれば，この層内樹脂割れの方法は，衝撃で発生したせん断応力の主応力方向と一致していると考えられる．

以上の観察結果から，次のような内部損傷発生/進展メカニズムが示唆される．まず，層間はく離近傍の繊維/樹脂界面はく離と層内樹脂割れが，衝撃時の曲げによるせん断応力の，主応力方向引張によって発生する．次に，その層内樹脂割れを起点として， $0^\circ$ 層と  $90^\circ$ 層の層間に働くせん断応力によって層間はく離が引き起こされる．

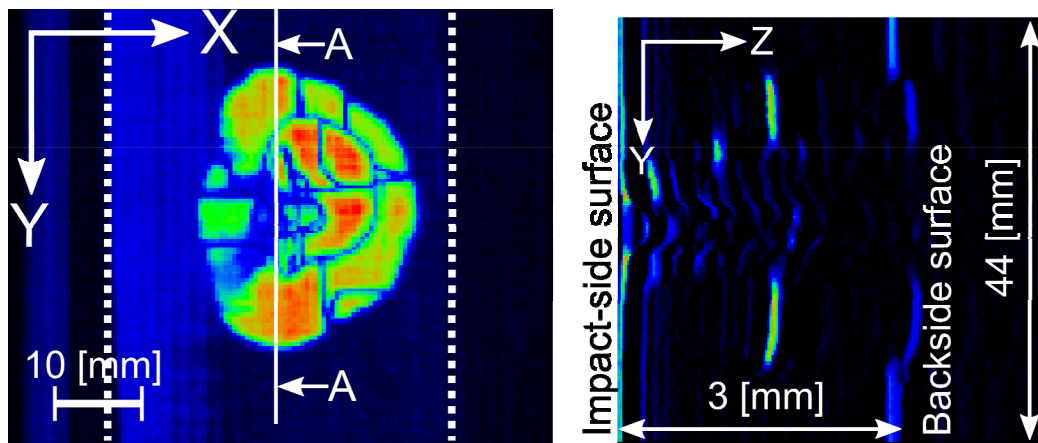


Fig. 3.2: Images of ultrasonic inspection showing typical internal impact damage of Thick-ply specimen as bright color

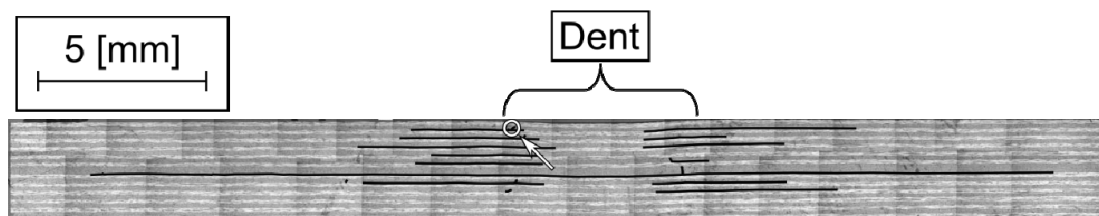


Fig. 3.3: Cross-section of Thick-ply specimen after impact: delamination and transverse crack are traced by black lines.

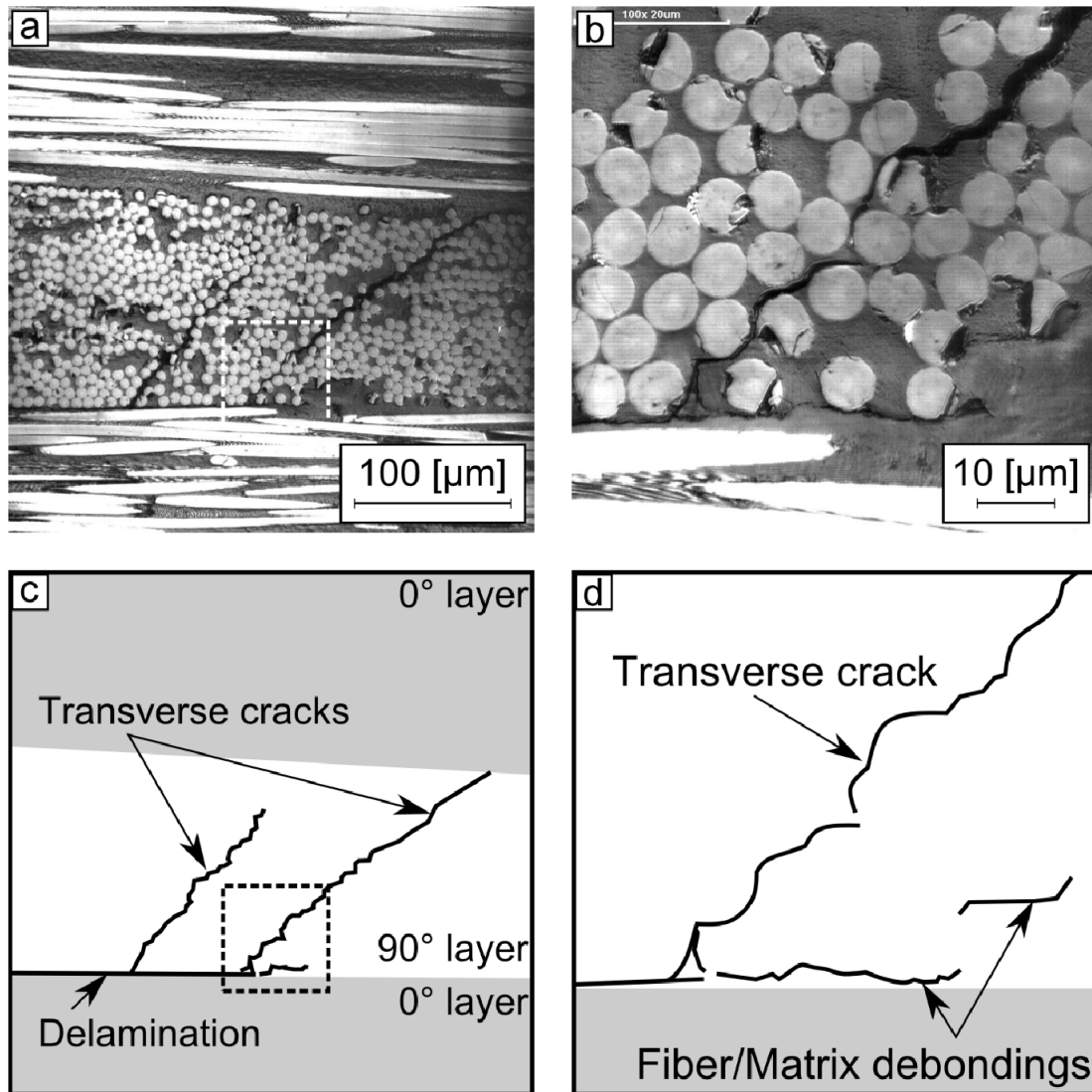


Fig. 3.4: Enlargement of transverse crack and delamination traced by black lines at ellipse pointed by arrow in Fig. 3.3: photo b is enlargement of dashed box in photo a. Picture c and d represent schematic drawing of photo a and b, respectively.

### 3.3.2 Thin-ply の内部損傷観察結果

超音波探傷によって、CAI 試験用試験片の衝撃試験後の内部損傷を観察した代表的な結果を、Fig. 3.5a および Fig. 3.5b に示す。ここで、X、Y、Z 軸はそれぞれ試験片の幅、長手、厚さ方向に対応する。Fig. 3.5a 内の点線は、試験片の側辺を示した。また、Fig. 3.5b は、Fig. 3.5a の A-A 断面である。Fig. 3.5a から、Thin-ply

の場合、内部損傷は Thick-ply と比較し非常に小さいことがわかる。また、Fig. 3.5b から、内部損傷は板厚中央に存在していることがわかる。内部損傷の投影面積の平均値は  $2.6 \text{ mm}^2$  であった。

板厚方向に分布する内部損傷を直接的に観察するために、断面観察用試験片の打痕中央を長手方向に切断し、断面観察をおこなった。代表的な結果を、Fig. 3.6 に示す。本研究の観察結果からは、Thin-ply には Thick-ply のような層内樹脂割れは観察されなかった。また、この断面で観察できた内部損傷は、長さ 2 mm 程度の 1 本の層間はく離からなり、試験片中央の  $90^\circ$  層と引張側の  $0^\circ$  層の間に存在している。層間はく離が板厚中央にのみ存在するという傾向は、超音波探傷で得られた結果と一致している。なお、他の試験片に関しても同様の傾向を示し、試験片中央の  $90^\circ$  層と引張側の  $0^\circ$  層の間にのみ層間はく離がみられ、少なくとも今回の観察では、層内樹脂割れはみられなかった。このように薄層化によって層内樹脂割れが減少し、板厚方向中央の層間のみに損傷が発生するという傾向は、2 章で述べた CFRTS 積層板と共通している。

ここで、衝撃による内部損傷の発生メカニズムを考察するために、これらの損傷をより詳細に観察した。Fig. 3.6 内の矢印 1 で指された箇所の拡大図を、Fig. 3.7a および Fig. 3.7b に示す。Fig. 3.7a から、内部損傷は、繊維/樹脂界面はく離、および板厚方向中央の  $90^\circ$  層と隣接する  $0^\circ$  層との層間はく離に分類できる。また、Fig. 3.7a 内の破線部の拡大図である Fig. 3.7b から、 $90^\circ$  層内での繊維/樹脂はく離と、 $90^\circ$  層と  $0^\circ$  層間の層間はく離が結合した、微小なクラックが観察された。一方、Fig. 3.7 内の矢印 2 近傍の拡大図を Fig. 3.8 に示す。 $0^\circ$  層に隣接する  $90^\circ$  層内に、いくつかの繊維/樹脂界面はく離が結合した微小なクラックが観察できるが、これらは層内樹脂割れには進展していない。

以上の観察結果から、次のような内部損傷発生/進展メカニズムが示唆される。まず、Thick-ply と同様に、衝撃時に発生した主応力方向引張によって、繊維/樹脂界面はく離が発生する。次に、この界面はく離を起点とし、 $0^\circ$  層と  $90^\circ$  層の層間に働くせん断応力によって微小な層間はく離が発生する。最後に、それらが結合することで層間はく離が引き起こされたと考えられる。中央層でのみ層間はく離が発生した理由として、中央層が他の層の 2 倍の層厚を持つので、同じ曲率を与えた時のひずみエネルギーが他の層の層間と比較し大きいため、層間はく離のき裂進展力が大きくなっている可能性が考えられる。言い換えれば、薄層化による層間はく離のき裂進展力の減少が示唆される。



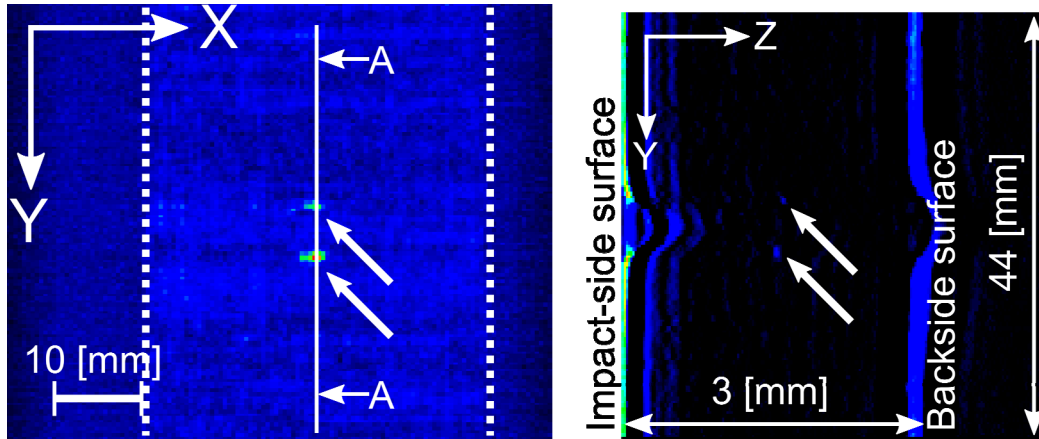


Fig. 3.5: Images of ultrasonic inspection showing typical internal impact damage of Thin-ply specimen as bright color pointed by arrows

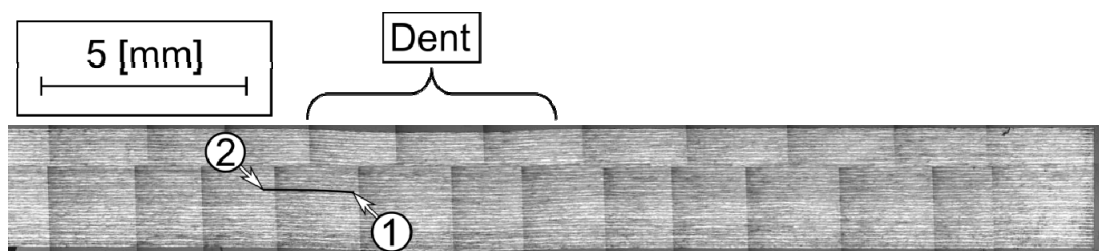


Fig. 3.6: Cross-section of Thin-ply specimen after impact: delamination is traced by black line

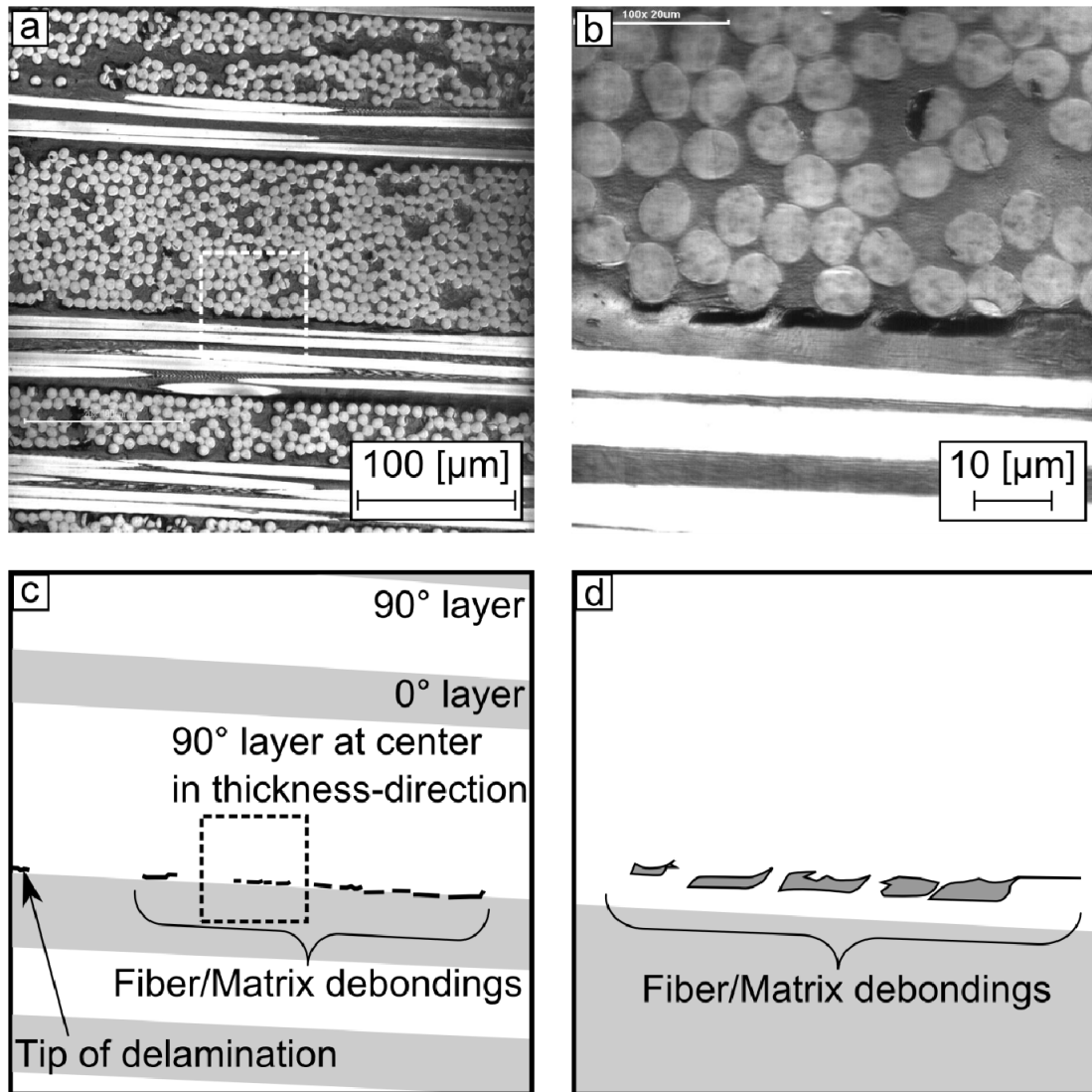


Fig. 3.7: Enlargement of cracks near the delamination pointed by arrow 1 in Fig. 3.6: photo b is enlargement of dashed box in photo a. Picture c and d represent schematic drawing of photo a and b, respectively.

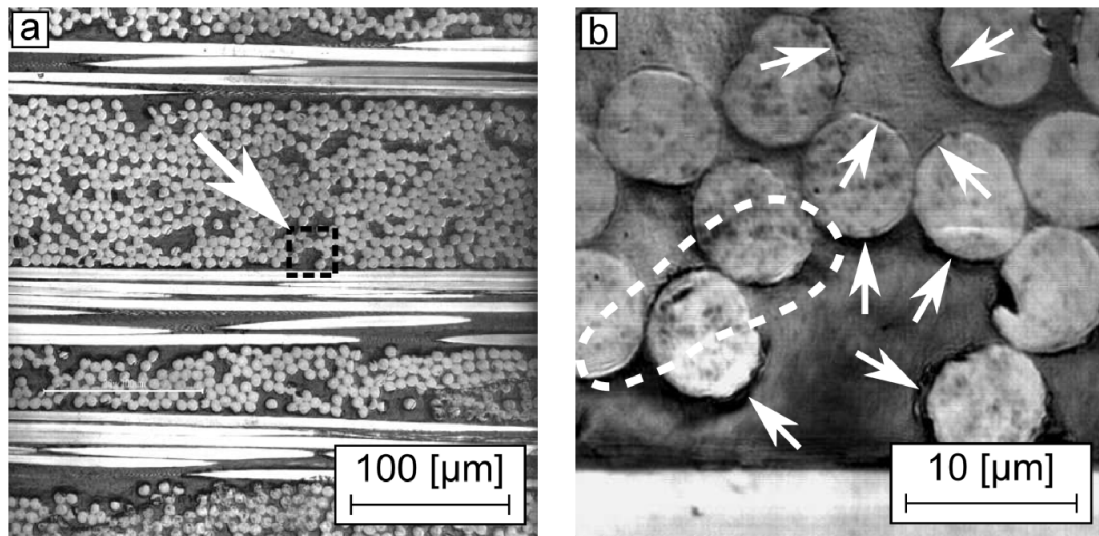


Fig. 3.8: Enlargement of fiber/matrix debondings near the delamination pointed by arrow 2 in Fig. 3.6; photo b is enlargement of dashed box in photo a.

### 3.3.3 衝撃試験結果の比較と内部損傷発生/進展メカニズム

Fig. 3.9 に、3.1 節および 3.2 節で示した断面観察の結果と、緒論で言及した研究から想定される、Thick-ply と Thin-ply の内部損傷発生破壊メカニズムをまとめる。ここで、左側の列を Thick-ply、右側の列を Thin-ply とする。まず、Thick-ply、Thin-ply とともに、下側の 0°層付近の 90°層で、繊維/樹脂はく離が発生する (Fig. 3.9a および Fig. 3.9b)。次に、Thick-ply では繊維/樹脂はく離が互いに連結し、そのき裂のエネルギー解放率が層内破壊じん性値に達することで層内樹脂割れに成長する (Fig. 3.9c)。この層内樹脂割れが起点となり、層間はく離を誘発する (Fig. 3.9e)。一方、Thin-ply では新たな繊維/樹脂はく離が発生し、エネルギー解放率が層内破壊じん性値に達する前に上側の 0°層の拘束を受けることで、層内樹脂割れの成長が阻害される (Fig. 3.9d)。その後、層間近傍の繊維/樹脂はく離が起点となって、層間のせん断応力によって、板厚中央の 90°層にのみ層間はく離が発生する (Fig. 3.9f)。Fig. 3.9 で示されたように、Thick-ply と Thin-ply の内部損傷の決定的な違いは、層内樹脂割れの有無である。この実験結果は緒言で述べた薄層化による内部損傷を抑制する効果が、CFRTP においても期待通り発現されたことを示している。

また、特筆すべき点として、Yokozeki ら<sup>1)</sup>、および 2 章で示した実験のように

CFRTS を薄層化した場合とは異なり，CFRTP に薄層化をほどこすと層間はく離の投影面積が減少している．この違いは，じん性の向上と層内樹脂割れの発生の有無で整理できると考えられる．2 章の薄層化 CFRTS では，単層の厚さが本研究の Thin-ply と同等であるにもかかわらず，層内樹脂割れが発生している．積層構成の違いを無視すれば，この薄層化 CFRTS と Thin-ply の差は，マトリクスのじん性の向上による層内樹脂割れの抑制が達成されたことを示している．また，3.3.2 で示されたように，薄層化によってき裂進展力が減少し，これが層間はく離の抑制に貢献した可能性がある．

以上の議論から，薄層化とじん性の向上による内部損傷の抑制は，期待通りに果たされたといえる．

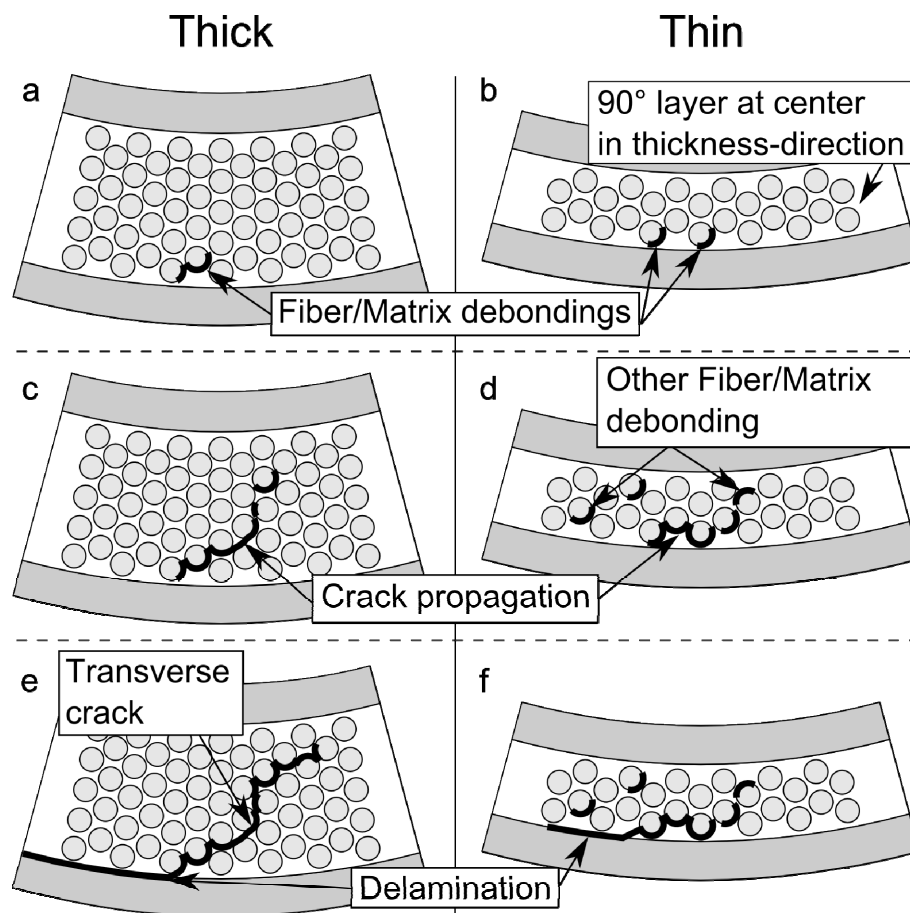


Fig. 3.9: Difference in mechanism of initiation and propagation of internal impact damage in Thick-ply and Thin-ply laminates

### 3.3.4 CAI 強度と内部損傷の投影面積の関係

Thick-ply および Thin-ply の健全材圧縮強度および CAI 強度を、Fig. 3.10 に示す。Thin の健全材の圧縮強度は、Thick-ply と比較し 15%高かった。また、Thin-ply の CAI 強度は、Thick-ply と比較し 24%高かった。これらの結果は、薄層化した積層板のほうが健全材、CAI 強度が高いという点に関して、Kawabe ら<sup>7)</sup>、Yokozeki ら<sup>1)</sup>、および 2 章でおこなった擬似等方性 CFRTS での結果と同様である。健全材圧縮強度に関しては 2.3.2 で示したように、層厚を薄くしたことで 0°方向層内の繊維がより直線的になる<sup>7)</sup>ために、健全材の圧縮強度が上昇すると考えられる。

ここで CAI 強度に関して議論する前に、Thick-ply および Thin-ply の、CAI 試験の代表的な応力ひずみ線図を、Fig. 3.11 および Fig. 3.12 にそれぞれ示す。Thick-ply の場合、5 本中 3 本は Fig. 3.11 に示すような顕著な座屈挙動が、破壊直前に測定された（他の 2 本も破壊直前にわずかに座屈挙動を示した）。一方 Fig. 3.12 に示すように、Thin-ply では Thick-ply のような座屈挙動は表れなかった。なお、Thin-ply の CAI 試験用試験片では、打痕背面に微小な繊維破断が確認されたが、内部損傷の投影面積、および CAI 強度に有意な差がなかったので、本研究ではこの影響を無視した。また、3.3.1 で示したように、Thick-ply の内部損傷は一部が円孔の縁に差し掛かっていたため、治具によって内部損傷の進展が阻害されていた可能性があり、Thick-ply の真の CAI 強度はより低くなる可能性がある。しかし、本章の主な目的は、薄層 CFRTP の衝撃損傷の形態、およびそれが CAI 強度におよぼす影響を調査することであり、Thick-ply は参考として試験している。この理由から、論旨に対する治具による Thick-ply の損傷進展の阻害の影響は小さいと考える。

前述のように、Thin-ply と比較して Thick-ply の内部損傷の投影面積は非常に大きい。また、層間はく離は板厚方向に多層にわたって存在している。これらの要因は積層板の座屈荷重を低下させ、内部損傷を進展させるため、圧縮の残留強度が低下する<sup>8)</sup>。すなわち、内部損傷の投影面積が大きいほど、CAI 強度は減少する傾向にある<sup>9)</sup>から、Thin-ply の CAI 強度が Thick-ply よりも優れていたと考えられる。ところで、田中ら<sup>9)</sup>の研究によれば、CFRTS において CAI 強度を左右する因子として内部損傷のはく離長さ、層間破壊じん性値、試験片の弾性率があげられている。これらの因子が CFRTP の CAI 強度にも影響を与えるならば、薄層化による層間破壊じん性値の向上、層間のき裂進展力の減少にとも

なう衝撃損傷の縮小は CAI 強度の向上に貢献するはずである。しかし、本研究での Thick-ply と Thin-ply の CAI 強度の差には、これらの因子による影響は現れていないと考える。CAI 試験における Thick-ply および Thin-ply の弾性率の平均値は、それぞれ 62.8 GPa（標準偏差 1.32）および 59.9 GPa（標準偏差 0.837）であり、有意な差は認めらなかった。ここで、この弾性率はひずみが 0.001 および 0.003 のときの応力を基に算出した。また、Thick-ply は破壊直前に座屈を起こしているため、CAI 強度は座屈応力となる。つまり、Thin-ply の CAI 強度そのものには薄層化の効果が発現していたとしても、内部損傷の進展の前に座屈が生じているならば、Thick-ply と Thin-ply の CAI 強度の差をより大きく決定づけているのは内部損傷の長手方向長さ、すなわち投影面積であり、層間破壊じん性値ではない。以上の議論から、本研究では、Thick-ply と Thin-ply の CAI 強度の差は投影面積で整理できると考えた。

Kimpara ら<sup>4)</sup>の研究によれば、繊維破断がない場合、内部損傷の面積と CAI 強度の間には線形的な関係がある。ここで、Thick-ply と Thin-ply を含めた内部損傷の投影面積との CAI 強度の関係を、Fig. 3.13 に示す。この図から内部損傷の投影面積に比例して CAI 強度が減少することがわかる。本研究の結果は、田中ら<sup>16)</sup>および金原ら<sup>13)</sup>の研究結果と同様の傾向、すなわち、CF/PA6 直交積層板においても、衝撃による内部損傷の投影面積の大きさによって CAI 強度が減少することを示している。ところで、Yokozeki ら<sup>1)</sup>の CF/EP 積層板においては、薄層化により CAI 強度が 8%向上したが、本研究の CF/PA6 では 24%向上している。これは前述のとおり、じん性の違いによって内部損傷の大きさが変化したため、薄層化による CAI 強度の向上率に差が生じたと考えられる。すなわち、同じ層厚でも、じん性が高いほど内部損傷が小さくなり、結果として CAI 強度が向上する。

以上のことから、薄層化および単層のじん性の向上による内部損傷の投影面積の減少によって、CAI 強度が向上したと結論づける。ただし、延性ポリマーをもちいた場合でも 90°方向の脆性改善につながらないとする研究結果<sup>10)</sup>もあり、マトリクスのじん性向上と衝撃荷重下での層内樹脂割れの抑制効果に関してさらなる検討が必要である。加えて、3.3.2 で示した通り、薄層化によるき裂進展力の減少が示唆されたものの、層間破壊じん性値そのものに与えた影響に関しては本研究の結果からは議論できない。よって、これらが CAI 試験中の内部損傷進展挙動そのものに与えた影響を明らかにするには別の検討が必要であ

る．例えば，同じ面積の離型フィルムなどの擬似はく離を導入した Thick-ply と Thin-ply の試験片を用意し，圧縮するといった対照実験が考えられる．また，今回の研究で示したように，Thin-ply の層間はく離の投影面積は極めて小さいにもかかわらず，CAI 強度は健全材の圧縮強度から減少している．これまで多くの研究では，層間はく離面積で CAI 強度を整理する傾向があったが，今後は打痕による面外変形や，損傷によって変化した積層板の見かけの物性の変化を考慮していく必要がある．このうち前者に関しては 5 章で検討する．

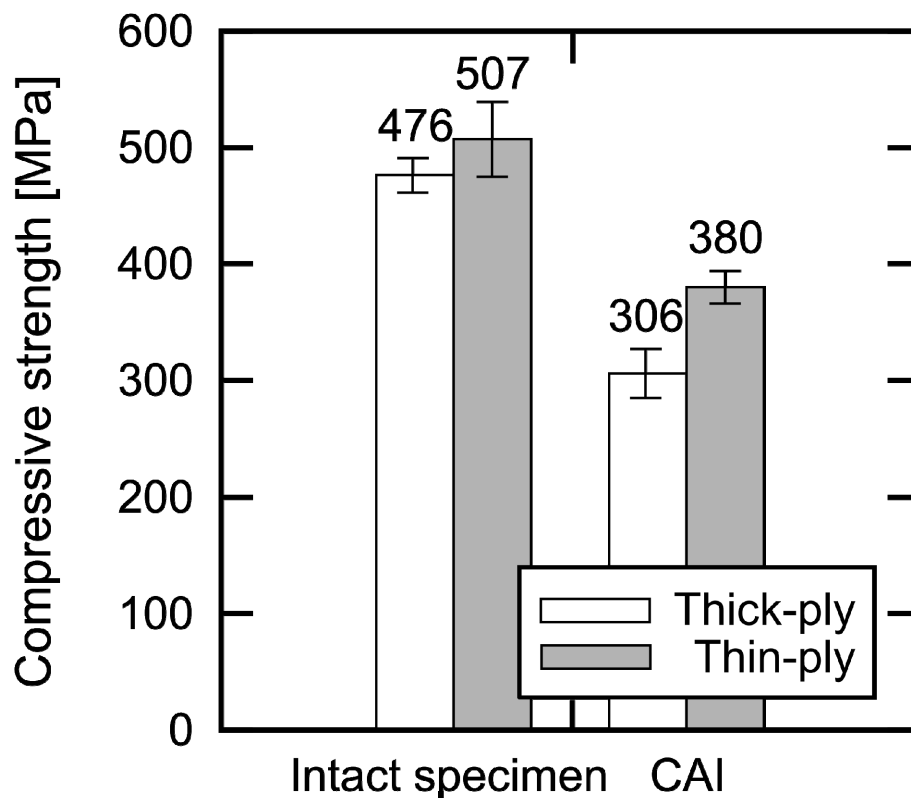


Fig. 3.10: Comparison of compression strength and CAI strength of Thin-ply with those for Thick-ply

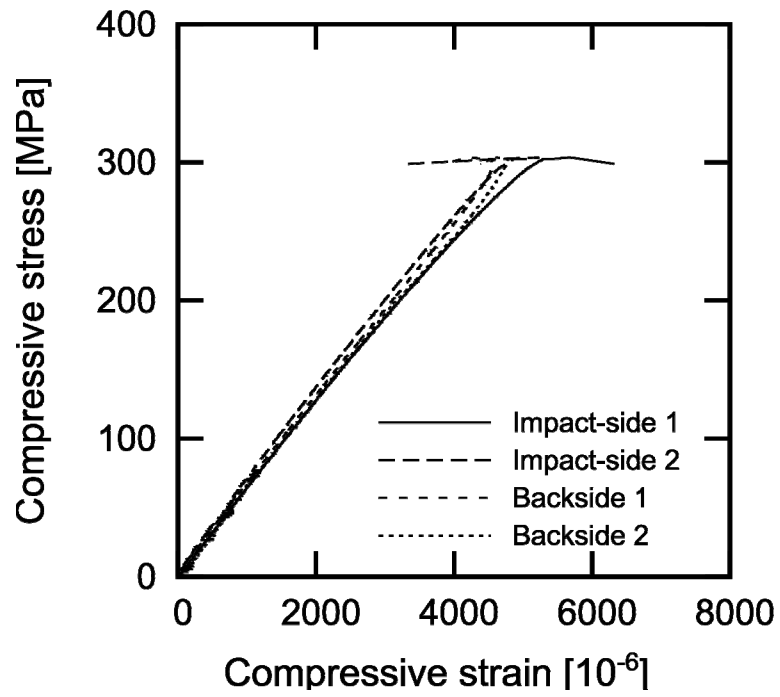


Fig. 3.11: Stress-Strain curve of Thick-ply in CAI test

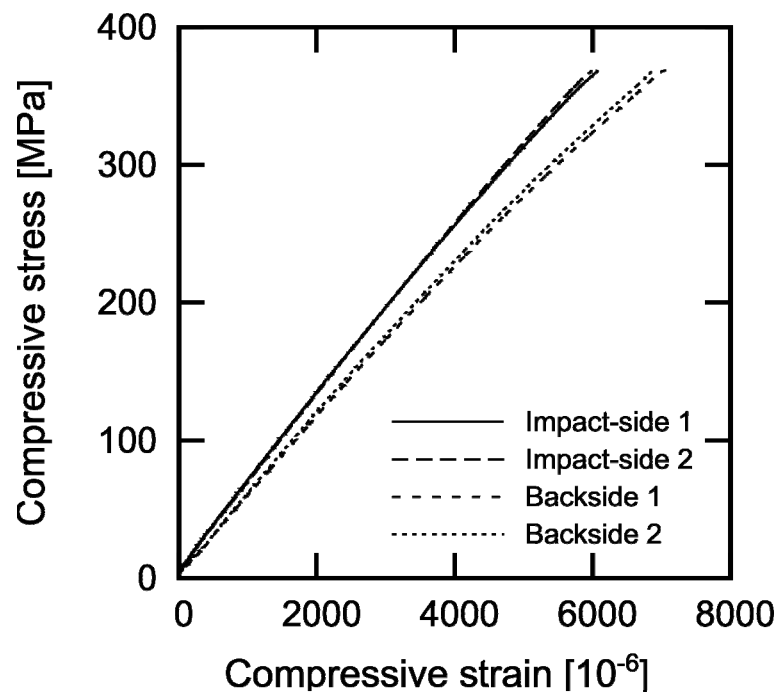


Fig. 3.12: Stress-Strain curve of Thin-ply in CAI test



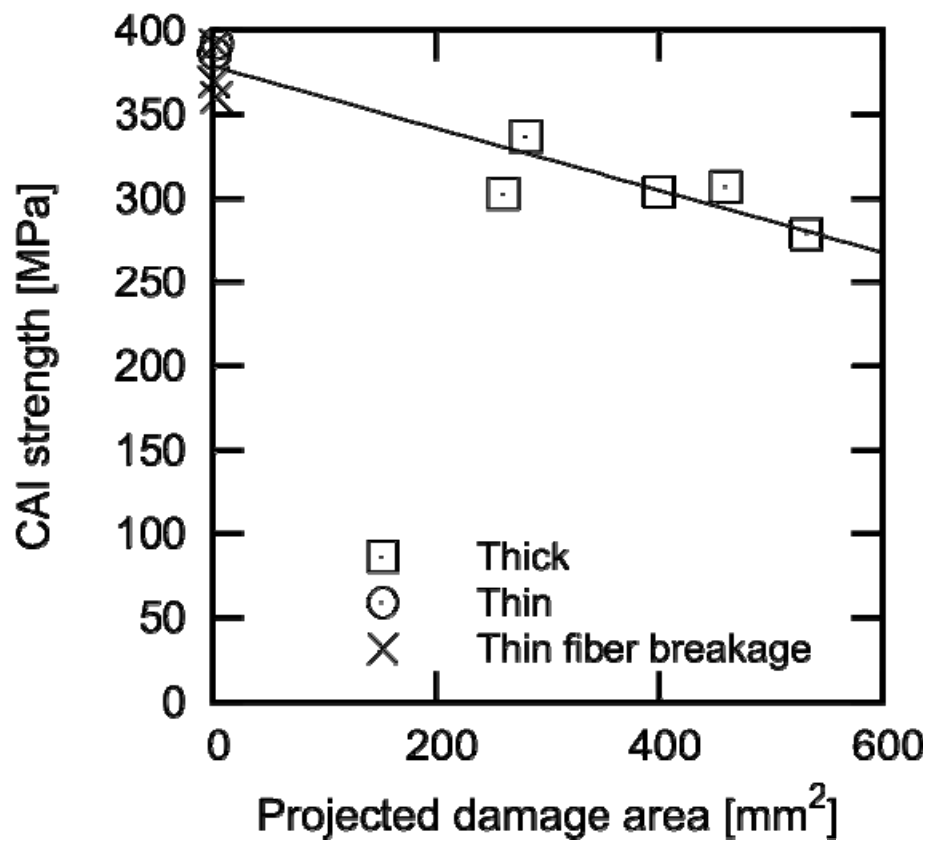


Fig. 3.13: Relation between CAI strength and impact-damaged area

### 3.4 結 言

本章では，層厚の異なる CF RTP 直交積層板を作製し，衝撃による内部損傷の観察と CAI 試験を通して，CF RTP における薄層化による CAI 強度向上とそのメカニズムについて調査した．これにより，以下の知見を得た．

1. CF RTP においても，薄層化によって繊維/樹脂界面はく離の層内樹脂割れへの進展が抑制されるため，層内樹脂割れを起点とする層間はく離の発生が抑えられた．このため，内部損傷の投影面積が減少し，CAI 強度が向上した．
2. マトリックスのじん性を高くすることで，層内樹脂割れの進展，およびそれを起点とする層間はく離の発生を抑制できる．このため，薄層化 CFRP でもマトリックスのじん性向上は内部損傷の投影面積を縮小させ，CAI 強度を向上させるのに有効である．

過去におこなわれている CF RTS 積層板の衝撃試験の結果とは反対に，薄層化によって CF/PA6 積層板の衝撃損傷の投影面積が著しく減少した．したがって，薄層化による内部損傷の抑制効果は，少なくとも本実験でおこなわれたエネルギーの大きさでは CF RTS よりも大きい．

## 参考文献

1. T. Yokozeki, Y. Aoki, and T. Ogasawara, “Experimental characterization of strength and damage resistance properties of thin-ply carbon fiber/toughened epoxy laminates”, *Composite Structures*, **82**(3), pp. 382-389, 2008.
2. M. Morita, H. Saito, M. Tanaka, and I. Kimpura, (2009). Clarification of Impact Damage Morphology in Thin-Ply CFRP Laminate, *Proc. of 11th Japan International SAMPE Symposium*, Paper ID: AM-1-2, Tokyo, Japan, 2009.11.25-27
3. 成澤郁夫, “プラスチック材料強度シリーズⅡ プラスチックの破壊靱性 (初版)”, シグマ出版, 東京都, p. 60, 1993.
4. JIS K 7089, 日本規格協会, (1996).
5. I. Kimpura, K. Kageyama, T. Suzuki, and I. Ohsawa, “Simplified and Unified Approach to Characterization of Compressive Residual Strength of Impact-Damaged CFRP Laminates”, *Key Engineering Materials*, **141-143**, pp. 19-34, 1998.
6. 吉田均, 植村益次, 山口芳子, “短い複合はりの層間剪断および曲げ強度 第Ⅰ報 負荷点近傍の局部応力について”, 日本複合材料学会誌, **5**(2), pp. 62-67, 1979.
7. C. Bouvet, B. Castanié, M. Bizeul, and J-J Barrau, “Low velocity impact modelling in laminate composite panels with discrete interface elements”, *International Journal of Solids and Structures*, **46**(14-15), pp. 2809-2821, 2009.
8. K. Kawabe, H. Sasayama, and S. Tomoda, “New Carbon Fiber Tow-Spread Technology and Applications to Advanced Composite Materials”, *SAMPE Journal*, **45**(2), pp. 6-17, 2009.
9. 邊 吾一, 石川隆司, “先進複合材料工学 (初版)”, 培風館, 東京都, p. 122, 2005.
10. 田中 潔, 平松 幹雄, 辻井 泰孝, “CFRP の衝撃後圧縮試験の破壊力学的解析 (小型試験方法の確立)”, 日本機械学会論文集(A 編), **61**(586), pp. 121-128, 1995.
11. 西川雅章, 岡部朋永, 豊島広樹, “延性ポリマーの構成則を考慮した繊維強化プラスチックの横方向引張破壊シミュレーション”, 計算工学講演会論文集, **15**, pp. 659-662, 2010.

## 第 4 章

# CF/PA6 積層板における熱融着を利用した 衝撃損傷修復と圧縮強度の回復

### 4.1 緒 言

3 章の結果から、CFRTP 積層板においても衝撃による層間はく離や層内樹脂割れの発生、進展の抑止、および CAI 強度向上に対して、薄層化が有効であることが示された。しかし同時に、薄層化 CFRTP 積層板の CAI 強度は依然健全材より低いことも示された。本章ではまず、熱可塑性樹脂は固相-液相間の相転移が可逆的であることを利用し、積層板内部に発生した樹脂の破壊に起因する損傷を熱融着によって修復し、圧縮強度を回復させることが可能かを検討する。過去には石川ら<sup>1)</sup>によってき裂の融着に関する検討もおこなわれているほか、Reyes ら<sup>2)</sup>は、衝撃による内部損傷を熱融着で接着し、接着強度を 4 点曲げによって修復の程度を評価している。しかしながら、CAI 強度の回復に対する熱融着による修復の有効性を、繊維破断を含め系統的に検討した例は、著者の知る限りない。

そこで本章では、様々な衝撃エネルギーを負荷した CFRTP 積層板に熱融着による修復をほどこし、修復後の面内圧縮強度を健全材の圧縮強度および CAI 強度と比較した。これにより、CAI 強度の回復に対する修復の有効性を検討した。ここでは、様々な衝撃損傷形態の積層板を得るために、薄層化した CFRTP と通常厚の CFRTP 積層板を用意した。3 章では、同じエネルギーを負荷した際、前者と後者とでは損傷形態が大きく異なることが示されている。すなわち、層厚の薄い積層板は板厚方向中央にひとつの層間はく離を生じその投影面積も小さ

く、試験片表面に繊維破断を生じやすい。一方層厚の厚い積層板では、多層に渡る層間にはく離が生じ、その投影面積も大きい。表面に繊維破断を生じなかった。これらの積層板の損傷形態の違いを利用することで、繊維破断を含む様々な衝撃損傷形態に対する、CAI 強度の回復における熱融着手法の有効性を検討した。

## 4.2 材料および試験方法

### 4.2.1 材料および試験片

試験片の材料および試験片の作製方法は 3 章と同じである。すなわち、試験片の材料として、開繊 PA6-CF 一方向セミプレグシート (株ミツヤ) をもちいた。このセミプレグのマトリクスは熱可塑性樹脂であるポリアミド 6 (Polyamide 6 : PA6) であり、そのガラス転移点と融点はそれぞれ約 333 K および 483 K である。強化材の炭素繊維は TR50S (三菱レイヨン株) である。また、セミプレグの厚さおよび繊維体積含有率は、それぞれ 0.043 mm および 54% である。

3 章と同様に、層厚約 0.04 mm の  $[0/90]_{18S}$  の積層板 (薄層化した積層板 : 以降, Thin-ply), および層厚約 0.12 mm の  $[0_3/90_3]_{6S}$  の積層板 (通常厚の積層板 : 以降, Thick-ply) を、ホットプレス成形にて作製した。ここで Thick-ply は、前述の開繊セミプレグシートを 3 枚同じ方向に積層することで、Thin-ply に対し擬似的に 3 倍の層厚をもたせた積層板である。成形圧力は Thin-ply では 2 MPa, Thick-ply では 1 MPa とした。ホットプレスの温度を常温から 553 K まで昇温し、その状態を 2 時間保持した。最後に、圧力を保持したまま 6 時間徐冷した。圧縮試験にもちいるすべての試験片寸法は、長さ (0°方向), 幅 (90°方向), 厚さをそれぞれ約 120 mm, 40 mm, 3 mm とした。なお、すべての試験に関して試験片本数は 3 本とした。

### 4.2.2 衝撃試験

試験片に対する衝撃試験は、JIS K7089 の参考に記載されている小型試験法<sup>3)</sup> に準拠しておこなった。2 章および 3 章と同様に、試験片を 2 章で示した直径 30 mm の円孔を有するステンレス製の治具に固定し、その中央に直径 16mm の

球形の圧子を持つ 0.998 kg のステンレス製の落錘子を自由落下させることで衝撃を与えた。本実験では、内部損傷の形態にかかわらず熱融着による修復が有効であることを示すために、衝撃エネルギーを 1.0, 1.5, 2.0 J/mm とした。この小型試験法によれば、 $E$  を試験片に与える衝撃エネルギー、 $b$  を試験片の幅、 $w$  を試験片の厚さとしたとき、 $E/bw$  の値が小型試験片と JIS K7089 本体の試験法とで同じ場合、小型試験法と JIS 本体の CAI 強度が経験的に一致する<sup>19)</sup>。すなわち、本試験条件（板厚 3 mm, 幅 40 mm）に対して 1.5 J/mm の衝撃エネルギーを与えることは、JIS K7089 の本体に示された試験条件（板厚 5 mm, 幅 100 mm の試験片に対して 6.67 J/mm の衝撃エネルギーを与える）と対応する。

衝撃後、試験片に発生した損傷を観察するために、超音波探傷と断面観察とおこなった。前者には、3D 超音波検査装置（東芝㈱, Matrixeye (64ch タイプ)）をもちいた。このとき、幅、長さ、厚さ方向のメッシュサイズを、それぞれ 0.5 mm, 0.4 mm, 0.0181 mm とした。後者の断面観察では、まず断面観察用の試験片を別途用意し前述したように衝撃を与えた。次に打痕中央を 0°方向に切断し、断面を研磨した後に光学顕微鏡をもちいて損傷を観察した。

#### 4.2.3 衝撃損傷の修復

本章では、簡便のために融点まで昇温することで樹脂を融解させ面外変形ならびに樹脂の熱融着によって衝撃損傷を取り除く修復処理を、単に熱融着処理と呼ぶ。ここで、本研究では、熱融着の温度を 483 K とした。Yang ら<sup>4)</sup>の報告では、炭素繊維と熱可塑性樹脂をもちいた積層板における融点以下の実験条件において、融点に近いほど接着面積が増大していることから、PA6 の融点で温度を保持することで熱融着による内部損傷の接着を期待した。一方、著者と北口ら<sup>5)</sup>の研究では、CF/PA6 積層板において PA6 の融点 (483 K) 以上の温度である 488 K から、試験片表面からの樹脂の流出が観察されている。したがって、本研究の熱融着処理では試験片から樹脂の流出を抑え、寸法を変化させずに熱融着ができると考えられる条件で実験をおこなった。この検討の詳細は付録 C に示す。なお、過熱によって樹脂や繊維が試験片外に流出した条件での試験片の様子は、前述した熱融着処理の手法とともに付録 D に示す。

上記の修復後試験後には、2.2 節で示したように超音波探傷をおこない、内部損傷の形態の変化を調べた。

#### 4.2.4 圧縮試験

本研究では、2 章および 3 章で示した Kimpara ら<sup>6)</sup>の提案した治具をもちいて面内圧縮試験をおこなった。ここで、ゲージ間隔は 20 mm とした。この条件は、ゲージ間での全体座屈による破壊をおこさない条件として、付録 B に示した予備検討により実験的に求めたものである。すなわち、本試験で座屈が発生した場合、それは衝撃損傷に起因して発生したと考えることができる。試験には油圧式サーボ試験機（株式会社島津製作所製 EHF-EB100[kN]-20L）を使用し、変位制御下で試験中の荷重を測定した。ここで試験速度は、JIS K7089<sup>3)</sup>に準拠し 1 mm/min とした。また、試験中の試験片の座屈挙動を測定するために、試験片の両側面から 10 mm 内側、ゲージ間中央の荷重方向にひずみゲージを表裏 2 枚ずつ貼った。

以降の議論では、熱融着処理後の試験片を CAR\_TFB と呼ぶ。

### 4.3 実験結果および考察

#### 4.3.1 衝撃試験

4.1 節で述べたとおり、本研究では繊維破断を含む様々な損傷形態を持つ積層板を得るために、層厚さの異なる Thick-ply と Thin-ply の試験片を用意し、それらに対して 3 通りの衝撃エネルギーを負荷した。以降の議論においては簡便のために、衝撃エネルギーの大きさを指す場合、“衝撃エネルギー”を省略する。すなわち、単位に J/mm と付く数値は、その試験片に負荷された衝撃エネルギーの大きさを示す。

Fig. 4.1 に、衝撃エネルギーを負荷された Thick-ply および Thin-ply 試験片の、代表的な超音波探傷結果を示す。これらの図から、内部損傷の投影面積は、衝撃エネルギーの増加とともに増大していることがわかる。特に、1.5 J/mm と 2.0 J/mm の Thick-ply、ならびに 2.0 J/mm の Thin-ply 試験片では、内部損傷の投影面積が衝撃試験機の治具の円孔（ $\phi 30$  mm）よりも大きい。ここで、2.0 J/mm の Thin-ply 試験片 3 本中に、内部損傷が治具の円孔よりも小さな場合が 2 本、大きな場合が 1 本見られた。このような同一の衝撃条件下における破壊形態の違い

の原因については、後述する試験片表面および断面観察と合わせて議論する。以降では、特に 2.0 J/mm の試験片の破壊形態について詳細に述べるが、Table 4.1 に全ての試験条件における内部損傷と試験片表面の損傷形態をまとめて示す。Thick-ply の 1.0, 1.5 J/mm の試験片に関しては多層に渡る層間はく離が生じ、打痕背面に繊維破断が生じていないのに対して、Thin-ply の 1.0, 1.5 J/mm の試験片では板厚中央一層に小さな層間はく離が生じ、特に 1.5 J/mm からは打痕背面に繊維破断が見られるようになるのが特徴である。これらのような Thick-ply および Thin-ply の破壊形態は、3 章で述べたものと一致する。

Fig. 4.2a および Fig. 4.2b に、2.0 J/mm を負荷された Thick-ply の代表的な試験片表面を示す。打痕側には 90°方向に複数本の（この試験片の場合 3 本の）座屈痕が伸びていることがわかる。一方、打痕の反対側の表面では繊維破断は観察されなかったが、打痕による凸部の中央を通るように、0°方向に樹脂割れが見られた。衝撃による 0°層内の 90°方向引張によって樹脂が破断したものと考えられる。Fig. 4.2c および Fig. 4.2d に、代表的な断面観察の結果を示す。この試験片では 5 本の層間はく離と 1 本の層内樹脂割れが確認できる。このような打痕背面に繊維破断を生じず、層内樹脂割れをともなう複数の層間にはく離が散見される破壊形態は、Table 4.1 に示すように Thick-ply の 1.0, 1.5 J/mm の場合と共通である。

Fig. 4.3a および Fig. 4.3b に、2.0 J/mm を負荷された Thin-ply の、内部損傷が小さい場合の試験片表面を示す。この試験片では、打痕側に座屈痕、打痕背面に繊維破断が観察された。Fig. 4.3c および Fig. 4.3d に、代表的な断面観察の結果を示す。この断面では層間はく離は観察されなかったが、衝撃による曲げの引張側で複数層にわたる繊維破断および層間はく離、層内樹脂割れが見られる。このような小さな内部損傷と繊維破断を呈する破壊形態は、Table 4.1 に示すように Thin-ply の 1.5 J/mm の場合と共通である。

Fig. 4.4a および Fig. 4.4b に、2.0 J/mm を負荷された Thin-ply の、内部損傷が大きく拡大した試験片表面を示す。この試験片では、試験片表面には繊維破断が見られなかった。Fig. 4.4c および Fig. 4.4d に、断面観察の結果を示す。板厚方向中央に長い層間はく離が生じている。このような破壊形態は Table 4.1 に示すように Thin-ply の 1.0, 1.5 J/mm の場合と共通であるが、打痕背面の繊維破断がなく、代わりに層間はく離の投影面積が衝撃試験の治具の円孔（30 mm）を超えるほど大きく拡大しているのが特徴である。なお、Fig. 4.4d に示すように層間はく



離の途中に層内樹脂割れが観察できたが、これが層間はく離を励起したかについては不明である。

以上のように、2.0 J/mm を負荷された Thick-ply 試験片では 1 種類の、Thin-ply では 2 種類の破壊形態が確認された。後者の破壊形態が 2 種類に別れる原因に関しては、セミプレグそのものの不均質性や落錘子の衝突角度の違いなどが考えられるが、詳細は不明である。しかし、内部損傷の大きなものに試験片表面の破壊はなく、逆に内部損傷の小さいものには繊維破断を始めとする試験片表面の破壊が観察されている。よって、衝撃時に表面の繊維破断か内部損傷のどちらか一方が優先的に発生、進展したことで、このようなトレードオフ的な破壊形態を呈したものと考えられる。

Table 4.1 Morphologies of impact damages in specimens after impact test.

Stacking sequence	Impact energy [J/mm]	Delamination morphology	Delamination length [mm]	Impact-side surface	Backside surface
Thick-ply [0/90] <sub>6S</sub>	1.0	Multi-layer	< GL	Fiber buckling	-
	1.5	Multi-layer	> GL	Fiber buckling	-
	2.0	Multi-layer	> GL	Fiber buckling	- / Matrix crack
Thin-ply [0/90] <sub>18S</sub>	1.0	Single layer	< GL	-	-
	1.5	Single layer	< GL	Fiber buckling	- / Fiber breakage
	2.0	Single layer	> GL / < GL	- / Fiber buckling	- / Fiber breakage

GL: Gauge length in compression test (20 mm)

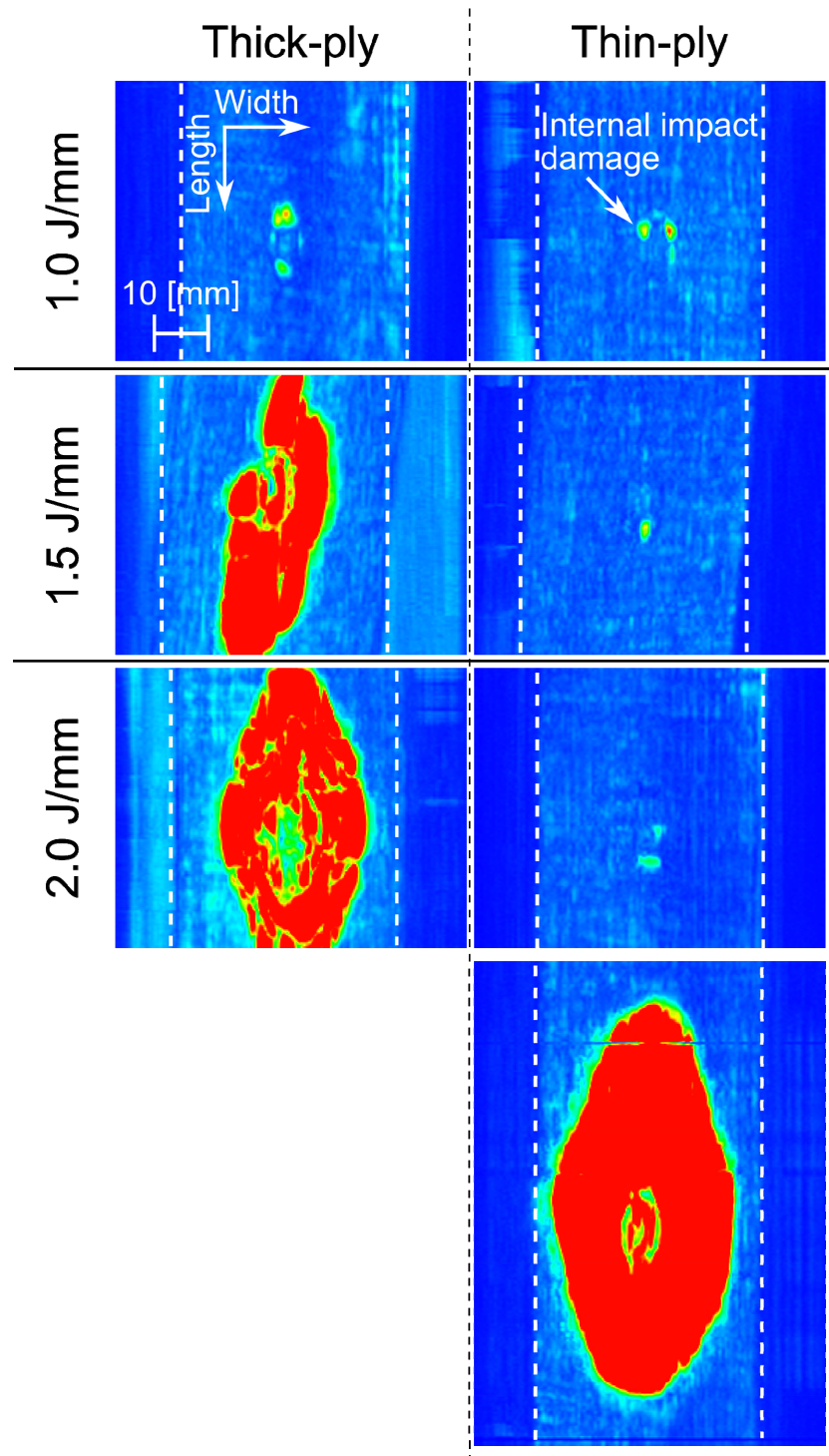


Fig. 4.1: Typical image obtained by ultrasonic inspection of internal damage, shown as a warm color and indicated by arrow.

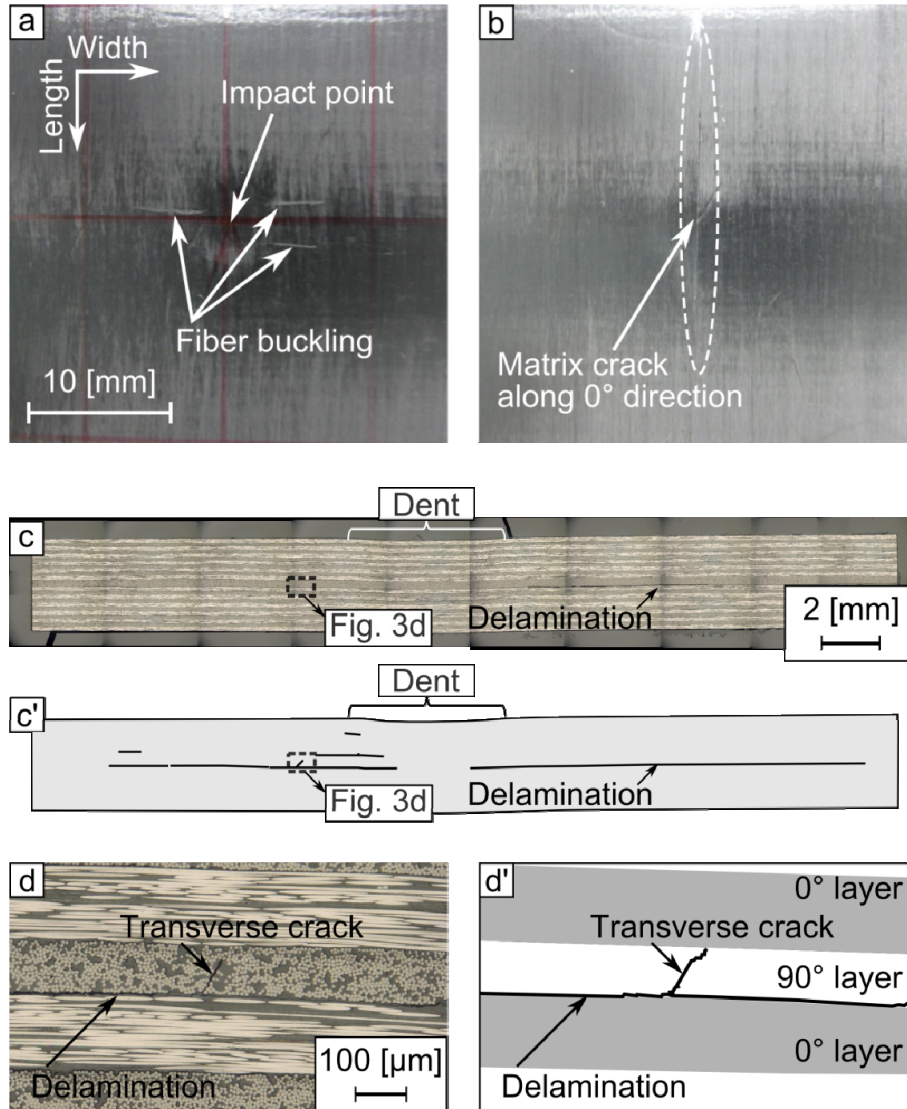


Fig. 4.2: Typical surface and cross-section of specimen for Thick-ply laminates subjected to impact energy of 2.0 J/mm: Fig. 4.3a and 3b show the impact side and backside surface. Fig. 4.3c represents cross-sectional observation of specimen. Fig 3d is the enlargement of dashed box in Fig. 4.3c. Fig. 4.3c' and Fig. 4.3d' are schematic images of Fig. 4.3c and Fig. 4.3d, respectively.

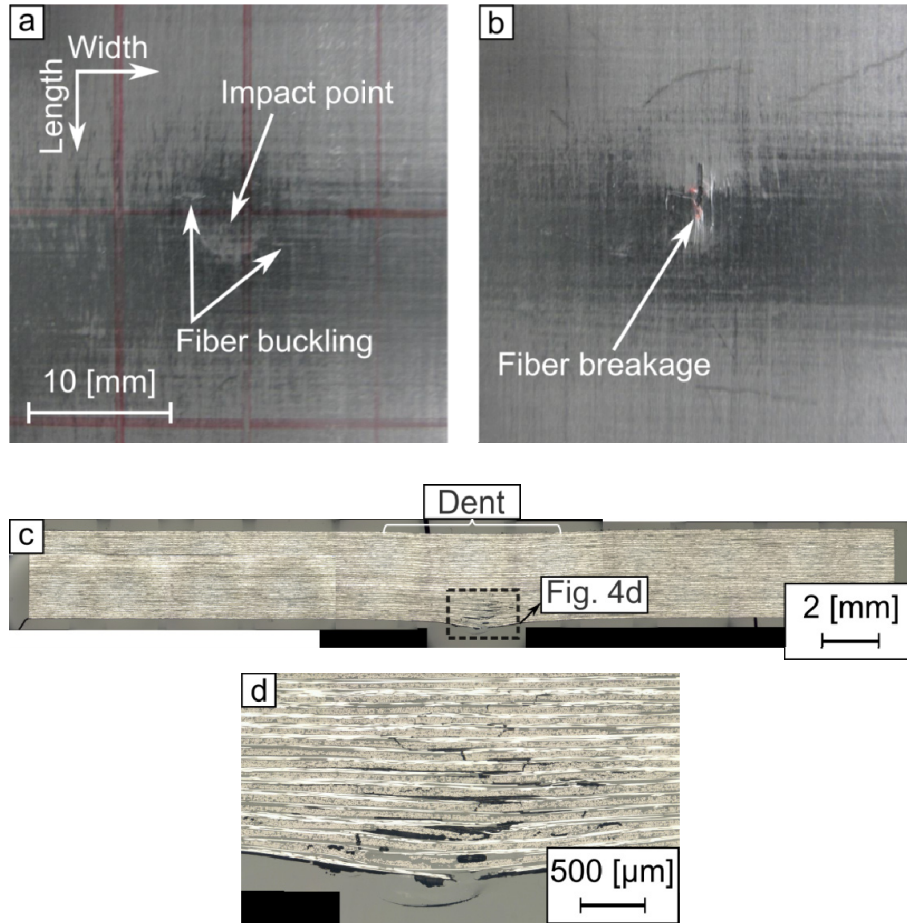


Fig. 4.3: Typical surface and cross-section of specimen with fiber breakage for Thin-ply laminates subjected to impact energy of 2.0 J/mm: Fig. 4.3a and 3b show the impact side and backside surface. Fig. 4.4c represents cross-sectional observation of specimen after impact: Fig 4.3d is the enlargement of dashed box in Fig. 4.3c.

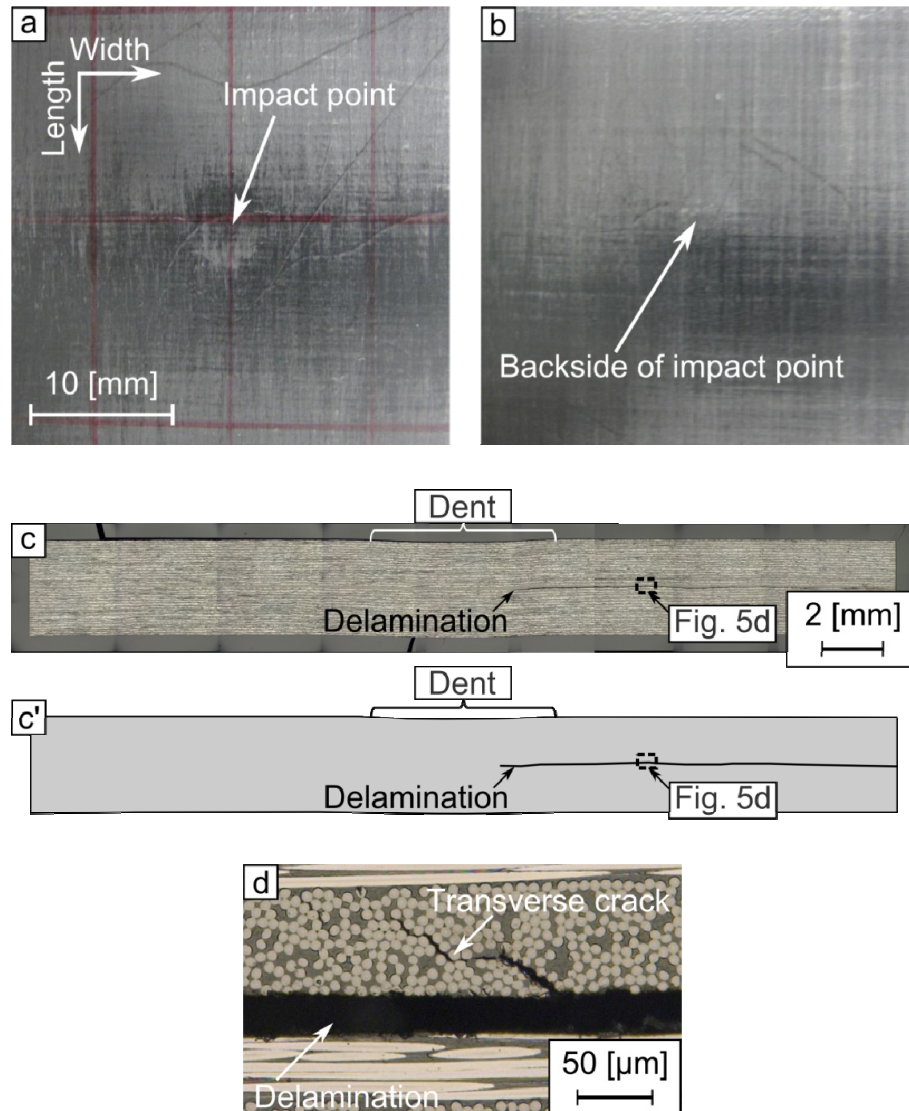


Fig. 4.4: Typical surface and cross-section of specimen with no fiber breakage for Thin-ply laminates subjected to impact energy of 2.0 J/mm: Fig. 4.4a and 4b show the impact side and backside surface. Fig. 4.4c represents cross-sectional observation of specimen after impact. Fig 4.4d is the enlargement of dashed box in Fig. 4.4c. Fig. 4.4c' is schematic image of Fig. 4.4.

### 4.3.2 熱融着による衝撃損傷修復

Fig. 4.5 および Fig. 4.6 に、2.0 J/mm を負荷された Thick-ply および Thin-ply 試験片の熱融着処理前後の超音波探傷結果をそれぞれ示す。ここで、Fig. 4.6 に示した試験片には、打痕背面に繊維破断がなかった。熱融着処理後には、どちらの試験片においても内部損傷からの反射波は消えている。また、他の衝撃試験条件の試験片、繊維破断の存在した Thin-ply 試験片についても、Fig. 4.5 および Fig. 4.6 と同様に、熱融着処理後には内部損傷からの反射波は消えていた。このことから、層間はく離や層内樹脂割れといった樹脂の破壊に起因する損傷は、層間はく離の本数や面積といった内部損傷の形態や層厚の違いにかかわらず、少なくとも幾何学的には接着されたといえる。加えて、打痕による面外変形も熱融着の過程で平滑になった。

Table 4.2 に衝撃前の試験片、および熱融着後の試験片の厚さを示す。融着処理後の試験片の厚さは、もとの試験片の厚さとほぼ同一である。よって、試験片外へ樹脂や繊維を流出させることなく熱融着による衝撃損傷の融着ができたといえる。

Table 4.2 Results of compression tests and the thickness of specimen before and after TFB.

Stacking sequence	Specimen name	Impact energy [J/mm]	Thickness [mm]		Compressive strength [MPa]
			Before impact	After TFB*	
Thick-ply [0/90] <sub>6S</sub>	Intact	-	3.149 (0.015)	-	460 (7.8)
	CAI	1.0	3.033 (0.049)	-	408 (17)
		1.5	3.125 (0.034)	-	363 (9.4)
		2.0	3.118 (0.034)	-	313 (45)
	CAR_TFB	1.0	3.019 (0.052)	3.018 (0.053)	459 (7.4)
		1.5	3.167 (0.019)	3.163 (0.018)	459 (18)
		2.0	3.091 (0.041)	3.090 (0.043)	432 (25)
Thin-ply [0/90] <sub>18S</sub>	Intact	-	3.069 (0.026)	-	524 (19)
	CAI	1.0	2.913 (0.073)	-	438 (34)
		1.5	3.008 (0.017)	-	369 (14)
		2.0	2.959 (0.059)	-	335 (26)
	CAR_TFB	1.0	2.956 (0.064)	2.961 (0.066)	535 (36)
		1.5	3.024 (0.022)	3.024 (0.026)	504 (36)
		2.0	2.959 (0.063)	2.964 (0.061)	465 (91)

\* Thermal Fusion Bonding  
Standard deviations are in parentheses.



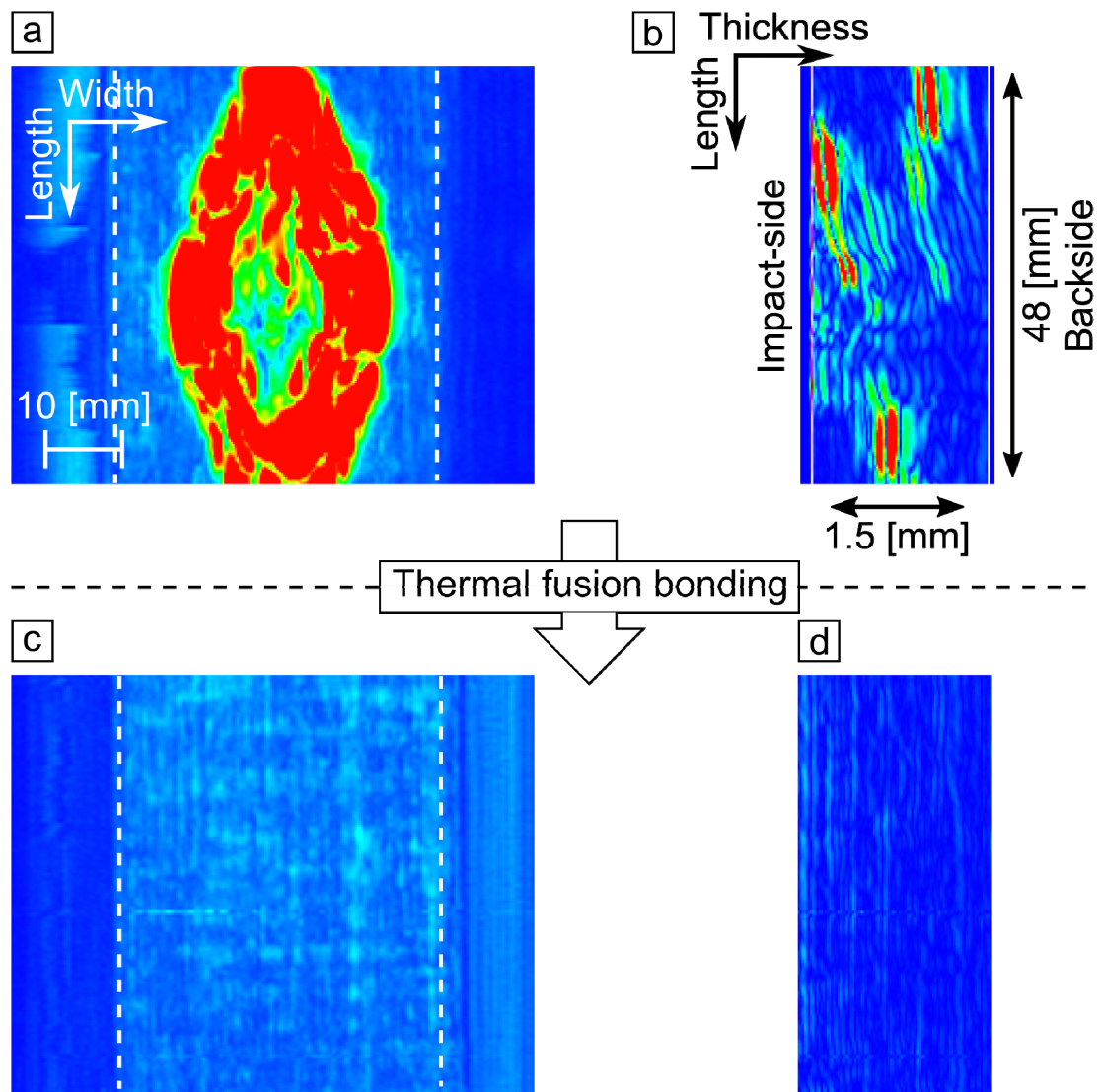


Fig. 4.5: Repair of internal impact damage in Thick-ply laminates subjected to impact energy of 2.0 J/mm by TFB; multi-layer delaminations in thickness direction is shown as a warm color in image a and b obtained by ultrasonic inspection. The internal damage completely disappeared after repair by TFB, as shown in image c and d.

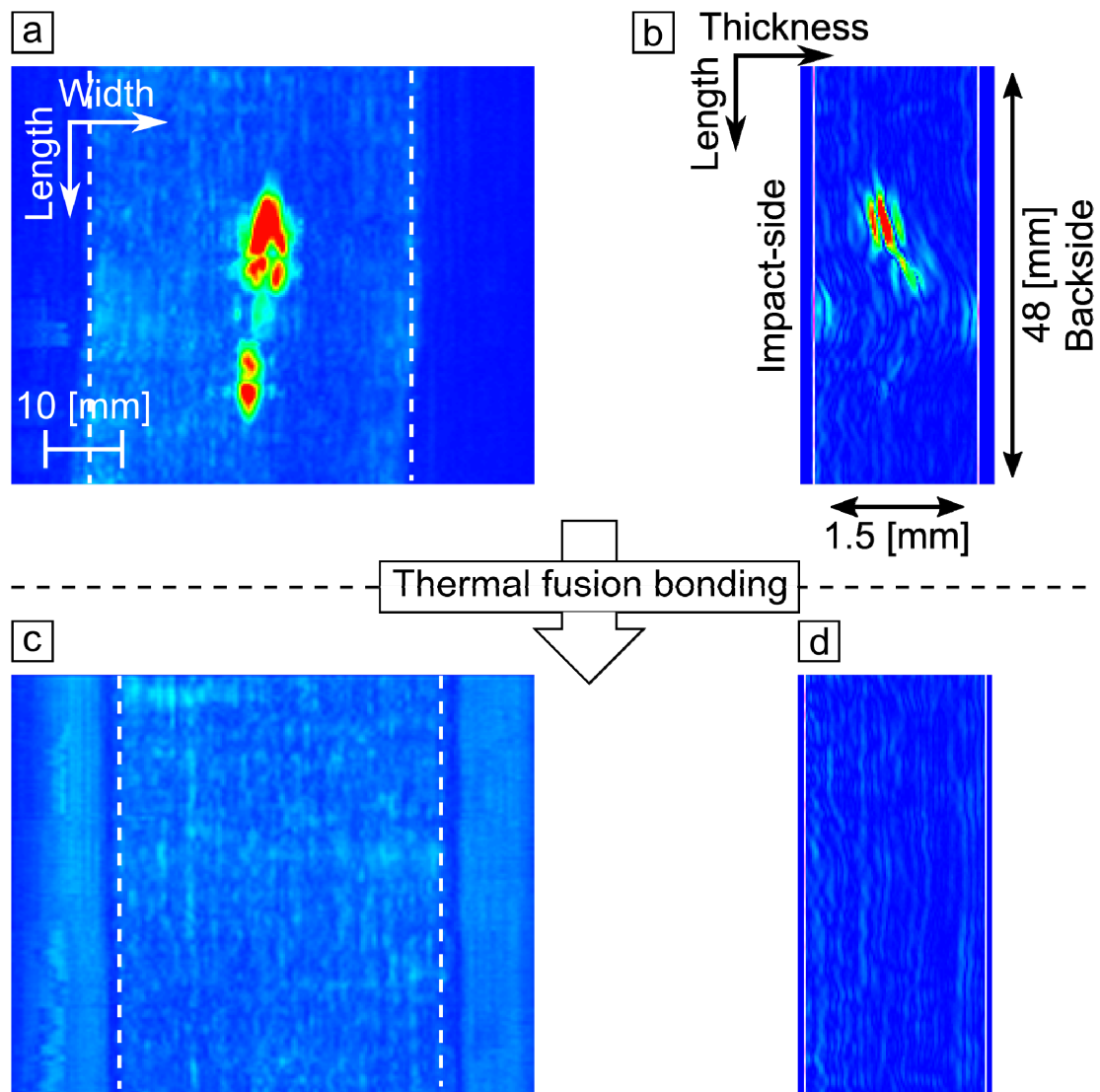


Fig. 4.6: Repair of internal impact damage in Thin-ply laminates subjected to impact energy of 2.0 J/mm by TFB; single layer delamination in thickness direction is shown as a warm color in image a and b obtained by ultrasonic inspection. The internal damage completely disappeared after repair by TFB, as shown in image c and d.



### 4.3.3 圧縮試験

#### 4.3.3.1 CAI 強度と CAR\_TFB 強度の比較

Table 4.2 に圧縮試験で得られた各条件での試験片の強度の平均値を示す。また、CAI 強度および CAR\_TFB 強度の平均値の対比を、Fig. 4.7a および Fig. 4.7b に示す。ここで、Fig. 4.7a は Thick-ply, Fig. 4.7b は Thin-ply の CAI 強度および CAR\_TFB 強度の平均値をそれぞれ示しており、各図中のエラーバーは各試験条件で得られた強度の最大値と最小値を示している。全体的な傾向として、まず、どちらの図からも CAI 強度は衝撃エネルギーを大きくするにしたがって減少していることがわかる。また、Thick-ply, Thin-ply それぞれの CAR\_TFB 強度は、CAI 強度を上回り、少なくとも 1.5 J/mm までは健全材の強度とほぼ同等まで回復している。以降では、2.0 J/mm の Thick-ply および Thin-ply における CAR\_TFB 強度の低下の原因について、それらの破壊形態と合わせて検討する。なお、Thick-ply の 1.5 J/mm と 2.0 J/mm, Thin-ply の 2.0 J/mm では、内部損傷がゲージ間隔 (20 mm) よりも大きく、それを超える部分は圧縮試験の治具によって面外方向の変形を拘束されている。このため、これらの試験片の CAI 強度は、実際にはより低い可能性がある。

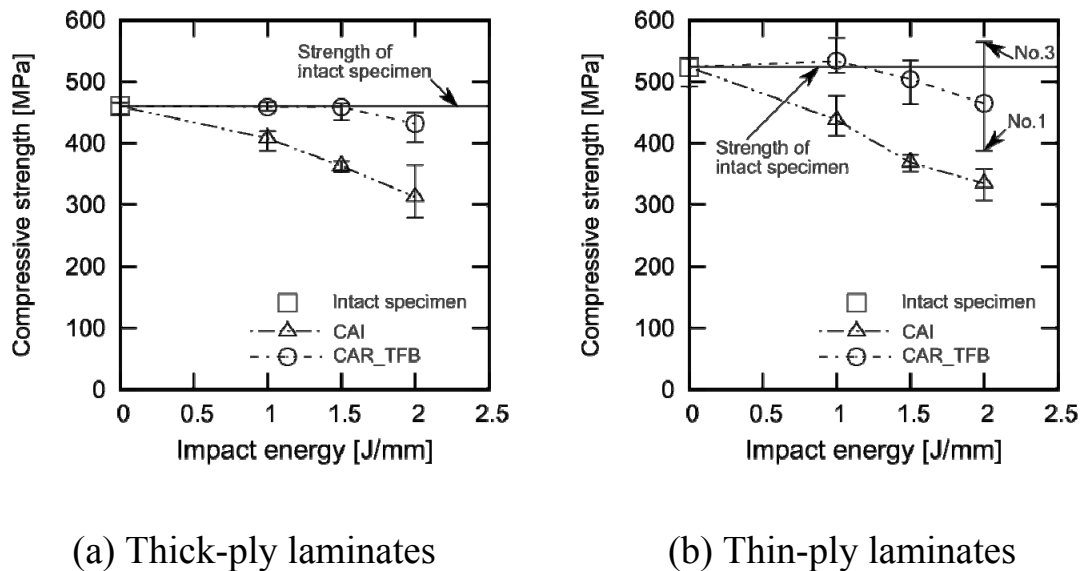


Fig. 4.7: CAI and CAR\_TFB strength in average comparing with the strength of intact specimen: Each error bars represent minimum and maximum value of the test condition.

#### 4.3.3.2 Thick-ply の CAR\_TFB 強度とその破壊形態

Fig. 4.8 の左列に, 各衝撃エネルギー条件での代表的な Thick-ply の CAR\_TFB 試験片の応力-ひずみ線図を示す. なお, Fig. 4.8 の応力-ひずみ線図で使用した試験片と, Fig. 4.1 の超音波探傷結果で使用した試験片は同一のものである.

Fig. 4.8 の左列から, すべての Thick-ply における CAR\_TFB 試験において, 最終破壊前に Impact-side 1 と Impact-side 2 のいずれか, あるいは両方で圧縮ひずみの低下が見られた. また, 2.0 J/mm の試験片ではその他の試験片と比較し, より低い応力でひずみが減少した. 一方, 3.1 節で示したように, Thick-ply 試験片では板厚方向中央から打痕側にかけて層間はく離が生じている. これらの実験事実を統合すると, 最終破壊前に打痕側で層がはく離することによって座屈を生じていることがわかる. このはく離した層は, 熱融着によって融着した層であると考えられる. また, 2.0 J/mm の試験片ではその他の試験片と比較し, より大きな層間はく離を生じている (Fig. 4.1) ため, その他の試験片より低い応力で座屈を生じたと考えられる.

ここで Fig. 4.9a および Fig. 4.9b に, 1.0 J/mm および 2.0 J/mm の油圧式サーボ試験機のクロスヘッドの変位とひずみの関係を示す (1.5 J/mm は割愛する). 圧縮試験の速度は 1 mm/min であるから, この変位の値は直接時間[min]の値と読み替えることができる. Fig. 4.9 の両者の線図から, Fig. 4.8 で示した座屈から最終破壊までの試験片の破壊挙動は瞬間的に発生するのではなく, 与えられた衝撃エネルギーにかかわらず 5 秒程度の時間差をもって段階的に生じていることがわかる. すなわち, 打痕側で発生したと考えられる座屈後に, 試験片内で荷重の再分配がおこなわれることで, 最終破壊まで圧縮荷重を保持していたことが示された.

以上の議論から, Thick-ply の CAR\_TFB 試験片においては, 最終破壊前に層がはく離することで打痕側に座屈を生じつつも, 試験片内で応力を再分配しながら圧縮荷重を保持し, 最終破壊に至ることがわかった.

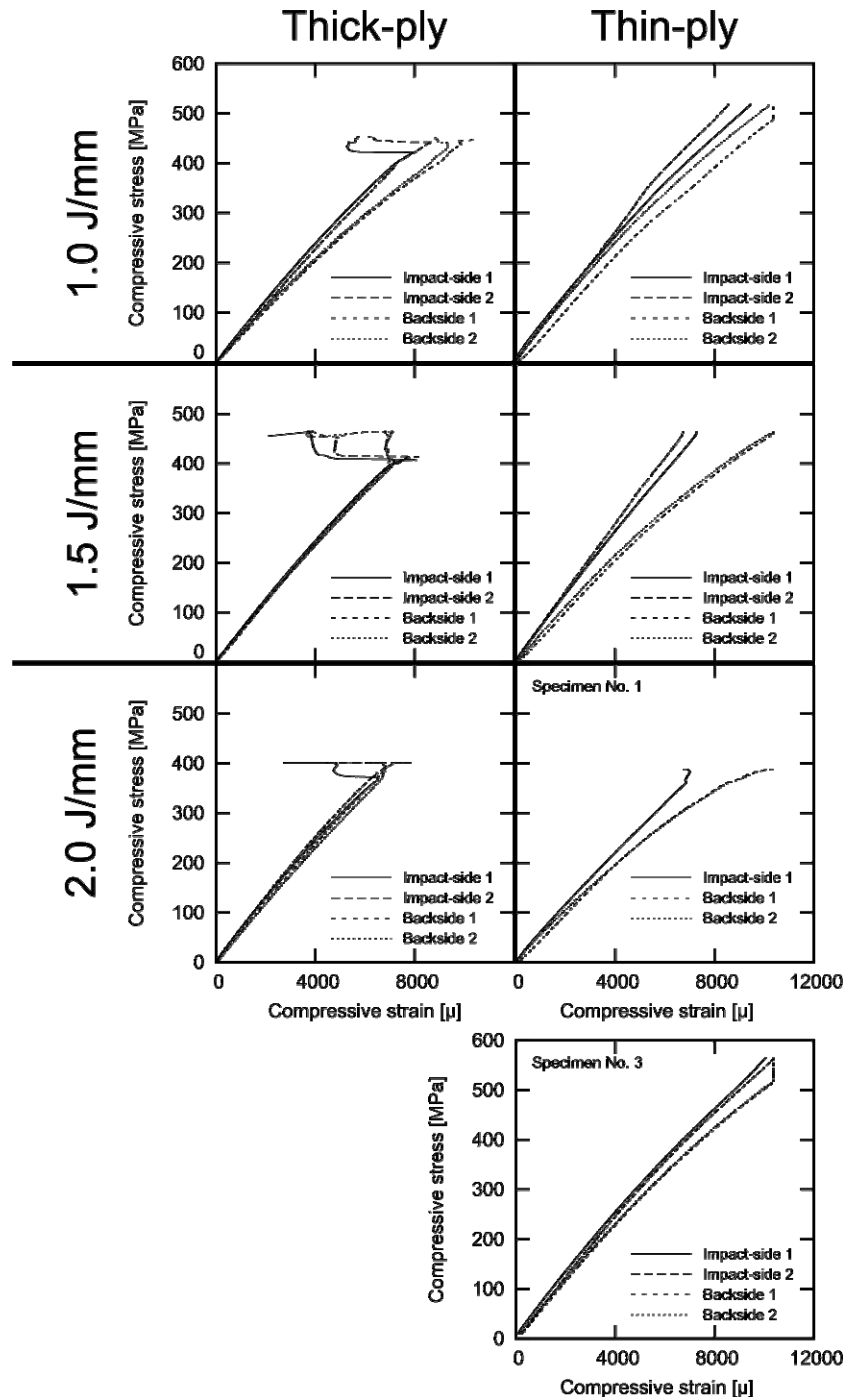


Fig. 4.8: Stress-strain curve of CAR\_TFB specimens on compression test: There were no data of “Impact-side 2” in Specimen No. 1 with Thin-ply laminates subjected to impact energy of 2.0 J/mm because the strain gauge was broken at the initial stage of the test.

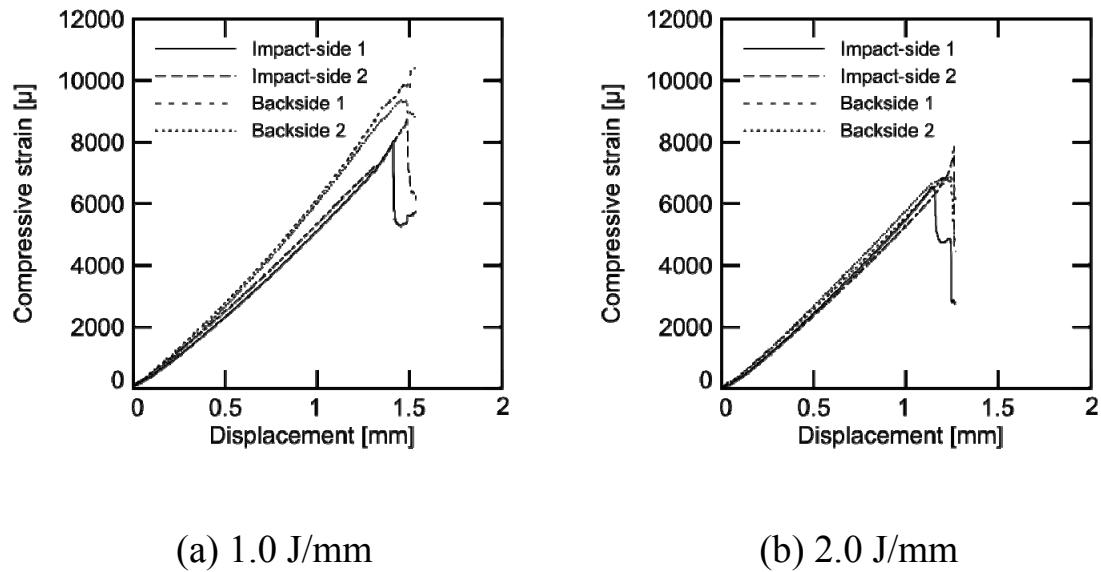


Fig. 4.9: Strain-displacement curve of CAR\_TFB specimens with Thick-ply laminates subjected to impact energy of (a) 1.0 J/mm and (b) 2.0 J/mm in Fig. 4.8: The value of displacement [mm] was equal to the value of time [min] during the test because the cross-head speed of testing machine was 1 mm/min and the test was carried out under displacement control.

#### 4.3.3.3 Thin-ply の CAR\_TFB 強度とその破壊形態

2.0 J/mm を負荷された Thin-ply の CAR\_TFB 試験片に関しては明らかに最大値 (565 MPa) と最小値 (389 MPa) の差が大きい. ここで Table 4.3 に, 2.0 J/mm を与えた Thin-ply 試験片の打痕背面の繊維破断の有無と圧縮試験の内訳を示す. 最大値の圧縮強度を示した No.3 は, 3.1 節および Fig. 4.1 で示した層間はく離の投影面積が大きく, 打痕背面に繊維破断のなかった試験片である. また, それ以外の 2 本の試験片はともに, 内部損傷が小さく打痕背面に複数層にわたる繊維破断を有する試験片であった. 最小値の圧縮強度を示した No.1 の試験片の超音波探傷結果は, Fig. 4.1 で示した層間はく離の小さいものである.

2.0 J/mm を負荷された Thin-ply 試験片に関して, Fig. 4.10a および Fig. 4.10b

に圧縮試験後の試験片の様子を示す。No.1 では、Fig. 4.10a のように打痕を通るように幅方向に進展したき裂が観察された。一方、No.3 では Fig. 4.10b のように端部での破壊が観察された。これは健全材でもよく見られる破壊形態である。ここで、Fig. 4.8 の右列に、Thin-ply における各衝撃エネルギー条件での応力-ひずみ線図を示す。Fig. 4.8 の右列および Table 4.3 から、2.0 J/mm を負荷された Thin-ply 試験片に関しては、No.1 および No.2 を除いて圧縮試験中に座屈は認められなかった。

以上の議論から、内部損傷が小さく打痕背面に複数層にわたる繊維破断を有する試験片では、圧縮強度が Thin-ply の健全材の強度まで回復しなかった。これは繊維破断によって損傷部の繊維方向の剛性が回復せず、座屈を生じたためだと考えられる。

Table 4.3 Compressive strength and buckling stress of specimens with Thin-ply laminates subjected to impact energy of 2.0 J/mm with/without fiber breakage on the backside surface of the specimens.

Stacking sequence	Test conditions	Specimen No.	Backside surface	Buckling stress [MPa]	Compressive strength [MPa]
Thin-ply [0/90] <sub>18S</sub>	CAR_TFB 2.0J/mm	1	Fiber breakage	384	389
		2	Fiber breakage	439	441
		3	No fiber breakage	-	565

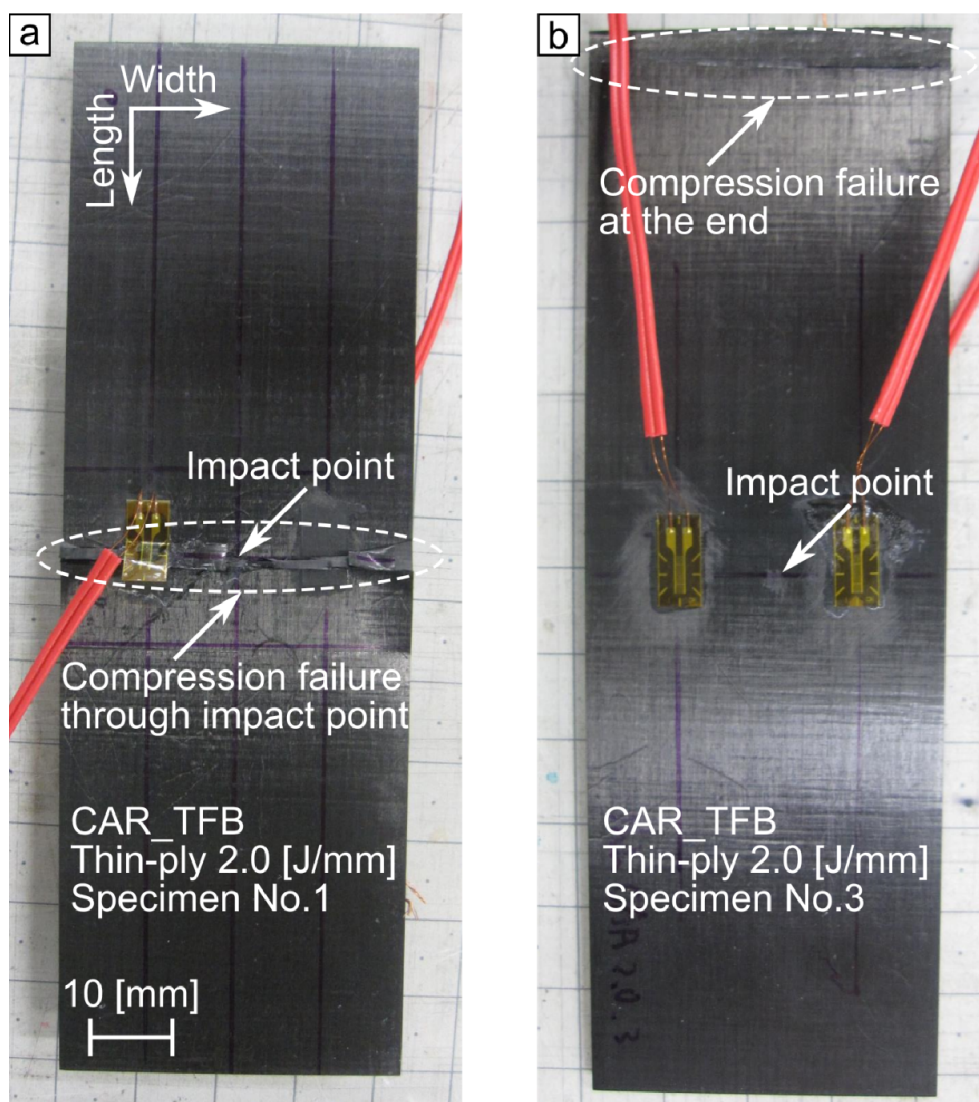


Fig. 4.10: Fracture morphologies of specimens with Thin-ply laminates subjected to impact energy of 2.0 J/mm after compression test: Photo a and b represent specimen No. 1 (with fiber breakage) and 3 (no fiber breakage), respectively.

#### 4.3.4 熱融着が圧縮強度に与える影響

4.3.1 から、少なくとも繊維破断以外の衝撃損傷は熱融着によって修復され、幾何学的にはき裂は接着したと考えられる。また、4.3.3 から、Thick-ply, Thin-ply

にかかわらず，少なくとも 1.5 J/mm の試験片までは熱融着によって健全材の強度と同等にまで圧縮強度が回復したことが示された．したがって，4.2.4 で述べたように健全材で座屈を生じないゲージ間距離 (20 mm) の条件下においては，層厚や与えたエネルギー，内部損傷の形態にかかわらず，樹脂破壊に起因する衝撃損傷とそれによる圧縮強度の低下は熱融着により回復できた．ただし，4.3.3.2 に示したように，Thick-ply 試験片では最終破壊前に融着部のはく離と考えられる座屈が生じている．したがって，融着部の強度は完全に回復していないことが示唆された．また，4.3.3.3 で述べたように 2.0 J/mm を負荷された Thin-ply 試験片のうち，圧縮破壊より前に座屈を引き起こすような規模にまで繊維破断が拡大した場合には，熱融着のみによる損傷修復では圧縮強度が十分に回復しないことが示された．

本章では，健全材で座屈を起こさない条件下での圧縮試験をおこない，衝撃損傷後の CFRTP 積層板の圧縮強度回復に対する熱融着の有効性を示した．一方，著者らの過去の検討<sup>7)</sup>では，この熱融着の条件では融着部の力学物性は完全には回復していないことが示唆されている．すなわち，本実験と同じ条件で作製した Thin-ply において，熱融着による修復後に修復前と同じ衝撃を与えたところ，修復後の衝撃損傷のほうがより大きな層間のはく離を生じた．このような融着部の力学物性の不完全な回復は，本報の 4.3.3.2 と共通する．よって，融着条件と接着部の力学物性がどのような関係にあるかを詳細に検討していくことが急務である．実際，実構造部材では外板の形状や厚さは様々であるため，熱の伝わり方が部位ごとに異なる可能性がある．また，特に航空機の外板などでは座屈を許容する設計がなされる場合も多い<sup>8)</sup>．このようなポストバックリング設計下においては試験片内の融着部に曲げによるせん断が負荷されることが想定されるため，幾何学的な接着だけでなく，融着部の強度がどれだけ保持されているかも重要な問題である．実際これらの融着部は，幾何学的にはき裂がなくなっているため超音波探傷では検知できず，いわゆるキッシングボンドのような状態となっている．よって損傷修復だけでなく，融着を利用した CFRTP 部材の品質保証において重要な課題だと考える．また，熱融着では繊維破断は修復することができないため，このような場合において構造体としての物性をどのように担保するかも重要な課題である．

## 4.4 結 言

本章では, 1.0 J/mm から 2.0 J/mm までの衝撃を与えた CF/PA6 直交積層板に対して熱融着をほどこすことで, 積層板の CAI 強度の回復を試みた. その結果以下の知見が得られた.

1. 熱融着処理後における超音波探傷の結果から, 融点での熱融着によって, 試験片から繊維や樹脂を流出させることなく樹脂の破壊に起因する衝撃損傷を融着することができた. これは積層板の層間はく離の大きさや本数といった樹脂破壊に起因する内部損傷の形態, 層厚に依存しない.
2. 本研究では, 健全材で座屈を生じない条件下において圧縮試験をおこなった. その結果, 樹脂破壊に起因する衝撃損傷が熱融着により接着したため, それによって低下していた圧縮強度は回復した. ただし Thick-ply 積層板においては, 最終破壊前に打痕側の融着部のはく離と考えられる座屈を生じた.
3. 薄層化した積層板の場合, 衝撃によって生じた繊維破断が圧縮破壊を生じる前に座屈を引き起こすような規模にまで拡大した場合には, 熱融着のみによる損傷修復では十分な修復をおこなうことができない.

以上の結果は, CFRTP 構造材の熱融着による修復とそれによる長寿命化に貢献する.



## 参考文献

1. 石川隆司, 野口義男, 松嶋正道, “炭素繊維強化熱可塑性樹脂複合材の成形とその高靱性力学特性に関する実験的研究”, 日本複合材料学会誌, **13**(2), pp. 63-71, 1987.
2. G. Reyes, U. Sharma, “Modeling and damage repair of woven thermoplastic composites subjected to low velocity impact”, *Composite Structures*, **92**(2), pp. 523-531, 2010.
3. A Yousefpour, M Hojjati, and J-P. Immarigeon, “Fusion Bonding/Welding of Thermoplastic Composites”, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, **17**(4), pp. 303-341, 2004.
4. JIS K 7089, 日本規格協会, (1996).
5. F. Yang, and R. Pitchumani, “Interlaminar Contact Development During Thermoplastic Fusion Bonding”, *Polymer Engineering & Science*, **42**(2), pp. 424-438, 2002.
6. 北口尚紀, 金崎真人, 西川雅章, 北條正樹, “CF/PA6 の熱融着条件下における融点近傍の繊維・樹脂流出挙動の変化”, 第 5 回日本複合材料会議 (JCCM-5), Paper ID: 2C-05 (Paper in USB memory), 京都府, 2014.
7. I. Kimpara, K. Kageyama, T. Suzuki, and I Ohsawa, “Simplified and Unified Approach to Characterization of Compressive Residual Strength of Impact-Damaged CFRP Laminates”, *Key Engineering Materials*, **141-143**, pp. 19-34, 1998.
8. 金崎真人, 内城千翔, 田中基嗣, 斉藤博嗣, 西川雅章, 北條正樹, 金原勲, “熱融着による CF/PA6 積層板の衝撃損傷修復とその評価”, 第 4 回日本複合材料合同会議 (JCCM-4), Paper ID: 3B-04 (Paper in USB memory), 東京都, 2013.
9. A. Offringa, “Development of an aircraft torsion box with an integrally stiffened thermoplastic skin”, 12th Japan International SAMPE Symposium (JISSE12), Paper ID: PL2, Tokyo, Japan, 2011.

## 第 5 章

# 熱可塑性を利用した CF/PA6 積層板の衝撃 損傷修復と残留圧縮強度の実験的評価

### 5.1 緒 言

4章によって、熱融着がCFRTP積層板の樹脂破壊に起因する衝撃損傷の修復、およびCAI強度の回復に対して有効であることが示された。3章の結果と統合して考えれば、薄層化CFRTP積層板は、層間はく離の減少とそれにとまなうCAI強度向上によって耐衝撃性に優れ、繊維破断を除けば熱融着によってCAI強度が回復するため、1章で示した長期の運用に耐えうる積層板となる可能性がある。ここで、3章で得られたCAI強度と層間はく離の投影面積の關係に、健全材の強度を書き加えたものを示す(Fig. 5.1)。この図に示すように、薄層化した積層板のように内部損傷の投影面積が非常に小さい場合(図中のThinおよびThin fiber breakage: 両者の合計五点の投影面積の平均値は $2.6\text{ mm}^2$ )でも、CAI強度が元々の健全材の強度に比べ約30%小さくなっている。すなわち、薄層化CFRTP積層板においては、従来着目されてきた内部損傷以外の衝撃損傷が積層板の圧縮強度低下に影響をおよぼしていることが示唆された。言い換えれば、薄層化CFRTP積層板のCAI強度を低下させた因子を明らかにすれば、より効率的な損傷修復をおこなえる可能性がある。

内部損傷を除けば、衝撃によって積層板に発生する損傷は打痕、すなわち面外変形とそれによって発生する曲げの残留応力、および繊維破断に大別できると考えられる。Fig. 5.1の結果では、Thick-plyでは繊維破断は発生せず、Thin-plyでも3章における衝撃エネルギー( $1.5\text{ J/mm}$ )による打痕背面の繊維破断の有無によるCAI強度に大差はなかった。したがって内部損傷の投影面積が小さい場合、強度低下に影響する衝撃損傷の因子の中でも面外変形とそれによって生じ

る曲げの残留応力が、面内残留圧縮強度の低下を引き起こしている可能性があると考えた。過去の研究では、5 mm 以上の比較的大きな内部損傷長さを有する積層板での CAI 強度を評価した例<sup>例えば 1,2)</sup>はあるが、内部損傷と繊維破断の影響を排除して、CAI 強度と面外変形量のみの影響とを関係付けた例はない。

そこで本章では、繊維破断を生じさせないレベルでの衝撃を与えた小さな内部損傷を有する CFRTP に対してアニーリングや熱融着などの加熱圧縮をほどこすことで衝撃損傷を修復し、修復後の面内圧縮強度を健全材の圧縮強度および CAI 強度と比較した。これにより、面外変形やそれによる曲げの残留応力が CAI 強度の低下を引き起こす因子であるかを調べるとともに、CAI 強度の回復に対する修復の有効性を検討した。加えて、実験的にではあるが、熱融着をすることなく CAI 強度が回復する内部損傷の長さのしきい値についても検討をおこなった。この際、3 章によって薄層化した CFRTP 積層板では繊維破断が生じる衝撃エネルギーでも内部損傷が極めて小さいことがわかっている。本研究では、繊維破断を生じずに内部損傷が長い試験片を得るために、薄層化していない通常厚の積層板も用意した。

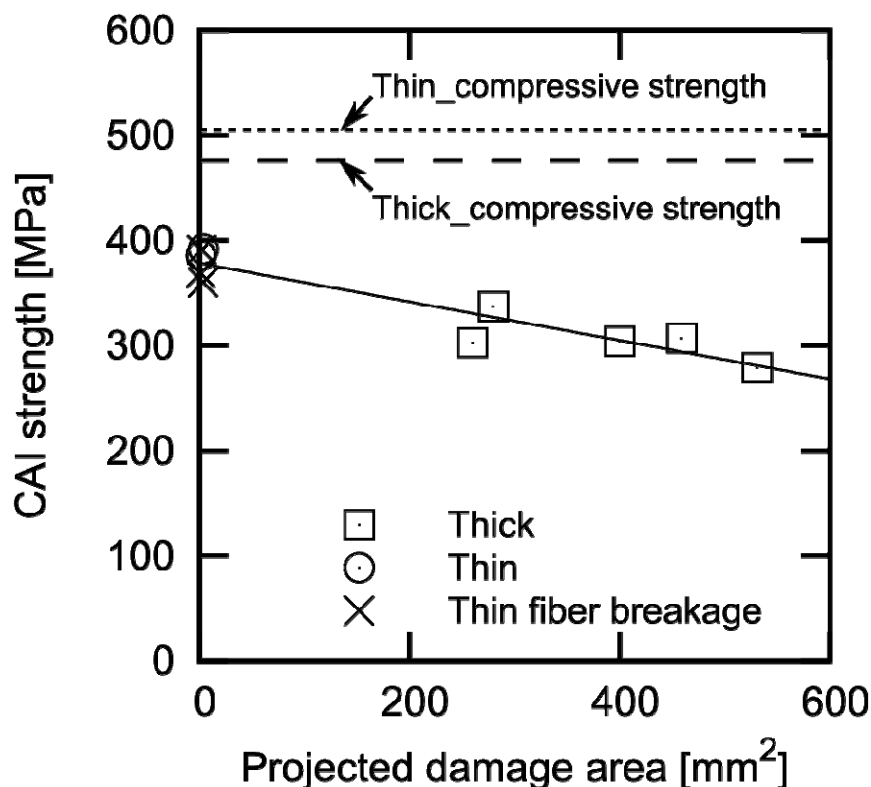


Fig. 5.1: CAI strength of Thin specimens with small projected damage area which are subjected to impact energy of 1.5 J/mm is still lower than the compressive strength.

## 5.2 材料および試験方法

### 5.2.1 材料および試験片

試験片の材料および試験片の作製方法は 3 章および 4 章と同じである。試験片の材料として、開繊 PA6-CF 一方向セミプレグシート (株ミツヤ) をもちいた。このセミプレグのマトリクスは熱可塑性樹脂であるポリアミド 6 (Polyamide 6 : PA6) であり、そのガラス転移温度と融点はそれぞれ約 333 K および 483 K である。強化材の炭素繊維は TR50S (三菱レイヨン株) である。また、セミプレグの厚さおよび繊維体積含有率は、それぞれ 0.043 mm および 54% である。

本研究では、層厚約 0.04 mm の $[0/90]_{18S}$ の積層板 (Thin-ply)、および層厚約 0.12 mm の $[0_3/90_3]_{6S}$ の積層板 (Thick-ply) を、ホットプレス成形にて作製した。成形圧力は前者を 2 MPa、後者を 1MPa とした。ホットプレスの温度を常温から 553 K まで昇温し、その状態を 2 時間保持した。最後に、圧力を保持したまま 6 時間徐冷した。圧縮試験にもちいるすべての試験片寸法は、長さ (0°方向)、幅 (90°方向)、厚さをそれぞれ約 120 mm, 40 mm, 3 mm とした。なお、すべての試験に関して試験片本数は 3 本とした。

### 5.2.2 衝撃試験

試験片に対する衝撃試験は、2, 3, 4 章と同様に JIS K7089 の小型試験法<sup>3)</sup>に準拠しておこなった。本章では、試験片表面の繊維破断による圧縮特性への影響を取り除くために、衝撃エネルギーを 1.0 J/mm と決めた。このエネルギーでは Thin-ply, Thick-ply とともに試験片表面に繊維破断を生じず、かつ内部損傷の投影面積が小さいことを予備検討から確認した。

また、Thick-ply の試験片に関しては 1.5 J/mm での衝撃試験もおこなった。これは修復後の残留圧縮強度に影響をおよぼす内部損傷の長さを実験的に求めるために、衝撃エネルギー 1.0 J/mm を負荷された Thick-ply 試験片と内部損傷長さの異なる Thick-ply 試験片を作製するためである。Thin-ply では前報で適用した 1.5 J/mm の衝撃エネルギーでも内部損傷が小さい上、積層板表面に繊維破断を生じるので、Thick-ply にのみこのような操作をほどこした。

衝撃試験後、Fig. 5.2 に示す面外変形量を測定した。この際、衝撃試験後に面

外変形を含む試験片の厚さからもとの試験片厚さを引くことで面外変形量とした．ここで，前者の測定にはデジタルノギス（㈱ミットヨ製，繰り返し精度 0.01 mm）を，後者の測定にはマイクロメータをもちいた．また，衝撃試験後の面外変形部の板厚は，元の板厚とほぼ同等であったことを前報で示した内部損傷の断面観察結果から確認したため，この精度の測定でも有意な変形量の測定が可能である．衝撃後の内部損傷の観察，ならびに 0°方向の長さの測定には，3D 超音波検査装置（東芝㈱，Matrixeye（64ch タイプ））をもちいた．このとき，幅，長さ，厚さ方向のメッシュサイズをそれぞれ 0.5 mm，0.4 mm，0.0181 mm とした．本研究では，内部損傷の長さを Fig. 5.3a および 3b のように定義した．Fig. 5.3b に示すように，内部損傷が分離した状態で存在する場合，内部損傷の上端から下端までの長さを内部損傷の長さとしみなした．また，内部損傷の長さが 2.5 節で示す圧縮試験で示すゲージ長さ（20 mm）を超える場合，それ以上のはく離は治具で板厚方向の変形が拘束されることから，き裂の開口が阻害され座屈に影響を与えないと考え，20 mm とみなして整理した．

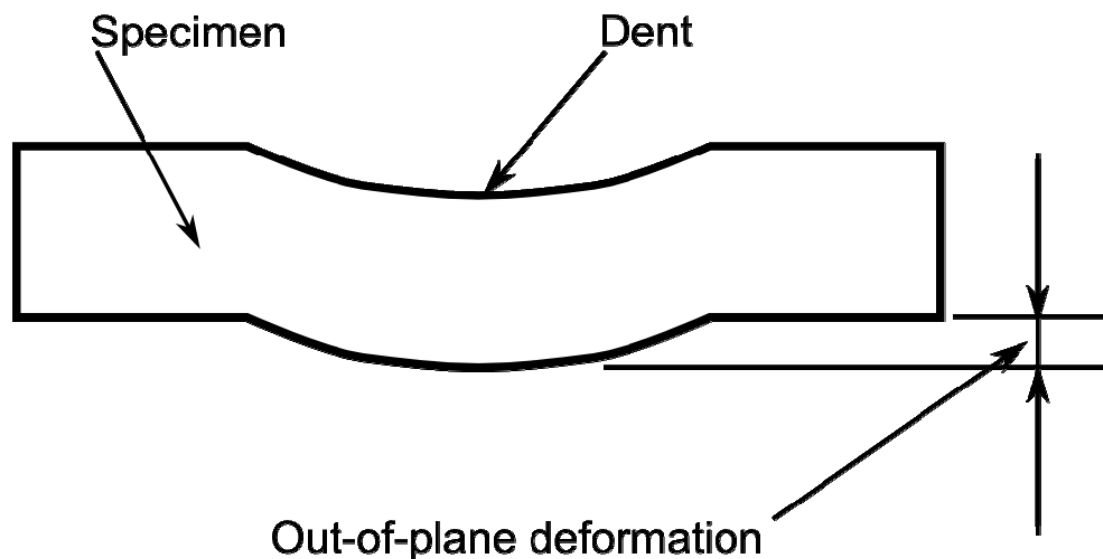


Fig. 5.2: Schematic image of amount of out-of-plane deformation

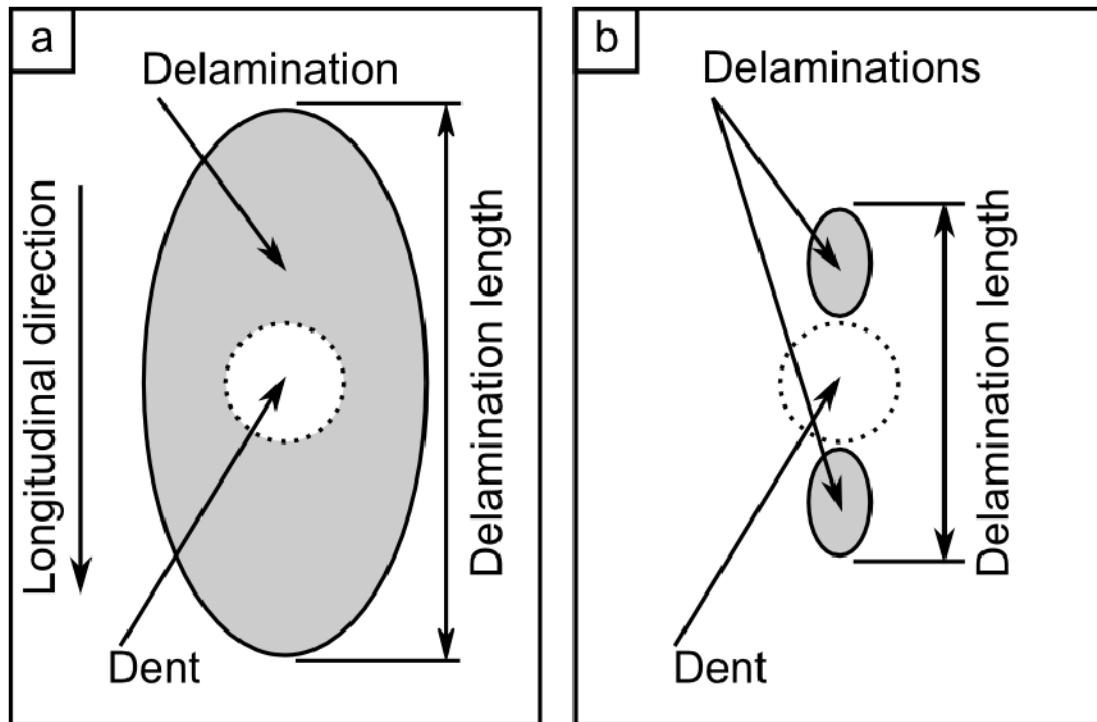


Fig. 5.3: Schematic images of delamination length measured by ultrasonic inspection: When delamination occurred at more than one location, as shown in Fig. 5.3b, we regarded the distance between the ends of the delamination areas through the dent as the length of delamination

### 5.2.3 衝撃損傷の修復

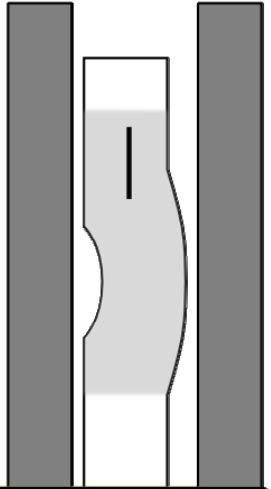
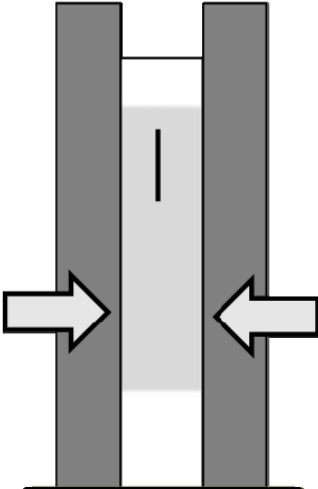
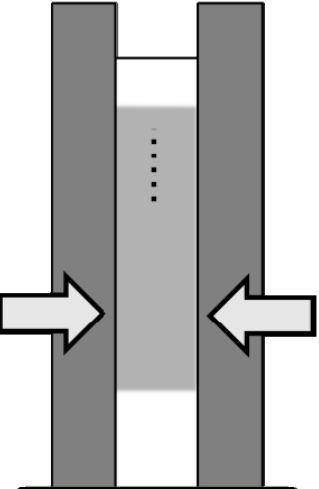
本章では、Fig. 5.4 に示すように衝撃後の試験片に対し 3 通りの修復条件で衝撃損傷の修復を試みた。すなわち、修復後の圧縮 (Compression After Repair: CAR) 試験に使用する試験片として以下の 3 通りの修復をほどこした。なお、これらの修復試験にはホットプレスをもちいた。

1. アニーリング：ガラス転移点 (333 K) 以上かつ融点 (483 K) 未満での樹脂の軟化を利用した、面外変形による曲げの残留応力の緩和をおこなう修復試験である。衝撃試験後の試験片を常温から PA6 のガラス転移点と融点との間の温度である 373 K まで昇温し、その状態を 5 分間保持したのち徐冷した。

徐冷には約 1.5 時間要した。ここで、この修復試験では試験片に圧力は加えていない。また、この修復温度は次に示す 2. の修復試験で十分に打痕を平滑にしつつも熱融着の起こらない条件から決定した。

2. 面外変形平滑化：1)アニーリングの温度条件下で、衝撃試験後の試験片に面外方向から圧力を加えた修復試験である。与えた圧力は積層板の成形時と同様に、Thin-ply では 2 MPa, Thick-ply では 1 MPa とした。
3. 熱融着：融点まで昇温することで樹脂を融解させ、面外変形ならびに樹脂の熱融着によって衝撃損傷を取り除く修復試験である。付録 D で示したように、熱融着時に出来る限り均一に圧力を加えるために、まず 2. と同じ修復をおこない試験片から面外変形を除去し、次に徐冷をおこなわずその圧力を保ったまま 483 K まで昇温し、その状態を 15 分保持した。Yang ら<sup>4)</sup>の報告では、炭素繊維とポリエーテルエーテルケトン (AS4/PEEK) において融点に近いほど接着状態が良好となっているから、PA6 の融点で温度を保持することで熱融着による内部損傷の接着を期待した。その後、圧力を保持したまま徐冷した。

なお、いずれの修復試験後においても、2.2 節で示したように超音波探傷をおこない、内部損傷の長さおよび形態の変化を調べた。また、面外変形の量も合わせて測定した。

Annealing	Annealing+ Pressure	TFB*+ Pressure
		
CAR_A	CAR_D	CAR_TFB
5 min	5 min	5, 15(TFB) min
0 MPa	2 MPa	0, 2(TFB) MPa
373 K	373 K	373, 483(TFB) K

\*Thermal Fusion Bonding

Fig. 5.4: Schematic images and test conditions on each repair method



#### 5.2.4 修復のその場観察

5.2.3 で示した損傷修復の条件下において、熱融着が期待通り起きることを確認するために、融点近傍での内部損傷のき裂の挙動を検討する必要がある。そこで本章では、5.2.3 で示した熱融着と同様の環境を模擬した条件下で内部損傷のその場観察をおこなった。

内部損傷の規模やそのき裂開口変位量が大きいかどうか観察は容易であるため、その場観察には 1.5 J/mm の衝撃エネルギーを与えた Thick-ply 積層板をもちいた。衝撃試験後、打痕の中央を通るように長手方向に試験片を切断し、断面に内部損傷を露出させた。その後、Fig. 5.5 に示す試験装置によって面外方向から 1 MPa の圧力を試験片に与えつつ、光学顕微鏡（450 倍）で内部損傷をその場観察しながらき裂が閉じるまで温度を上昇させた。き裂が閉じるのを確認した後、試験片を常温まで冷却し、観察を容易にするために観察面から流出した部分を除去した。その後、その場観察していた箇所と同じ箇所を改めて観察した。

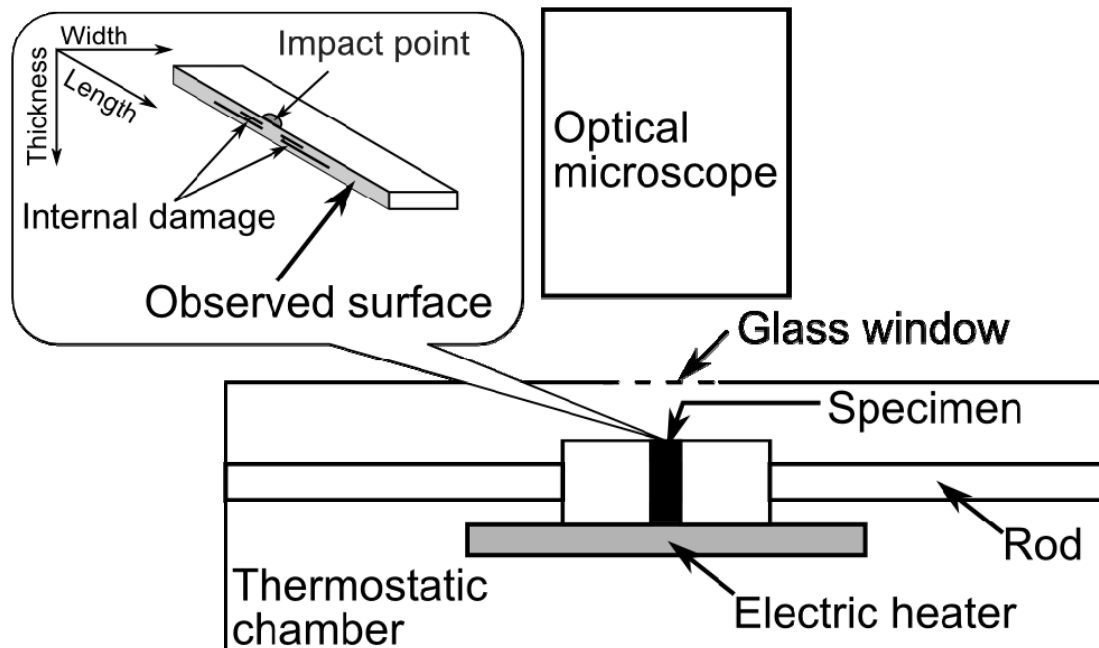


Fig. 5.5: Setup of in situ observation test; CF/PA6 laminates heated in a thermostatic chamber were compressed by rods and the internal damage was observed using an optical microscope through the glass window of the chamber.

### 5.2.5 圧縮試験

本章では，2，3，4 章でもちいた治具で面内圧縮試験をおこなった．ここで，ゲージ間隔は 4 章と同様 20 mm とした．この条件は 4 章で述べたように，ゲージ間での全体座屈による破壊をおこさない条件であり，本試験で座屈が発生した場合，それは衝撃損傷に起因して発生したと考えることができる．試験には油圧式サーボ試験機（株式会社島津製作所製 EHF-EB100[kN]-20L）を使用し，試験中の荷重を測定した．ここで試験速度は，JIS K7089<sup>3)</sup>に準拠し 1 mm/min とした．また，試験中の試験片の座屈挙動を測定するために，ひずみゲージを試験片のゲージ間中央の表裏に 2 枚ずつ貼った．

以降の議論では，アニーリングをほどこして圧縮試験した試験片を CAR\_A，面外変形平滑化をほどこし圧縮試験した試験片を CAR\_D，熱融着をほどこした試験片を CAR\_TFB と呼ぶ．これらの呼称と衝撃エネルギーや修復条件の関係をまとめた一覧を，Table 5.1 に示す．

Table 5.1 Relation between specimens subjected to compressive tests and impact/repair conditions.

Repair condition	Specimen name	Number of specimens		Conditions		
		Thin-ply [0/90] <sub>18S</sub>	Thick-ply [0 <sub>3</sub> /90 <sub>3</sub> ] <sub>6S</sub>	Impact energy [J/mm]	Repair	
					Temperature [K]	Pressure [MPa]
Intact	Intact	3	3	-	-	-
Without repair	CAI	3	-	1	-	-
Annealing	CAR_A	3	-	1	373	-
Repair of only dent	CAR_D	3	3	1.0, 1.5*	373	2 (Thin-ply), 1 (Thick-ply)
TFB	CAR_TFB	3	-	1	483	2

$T_g = 333$  [K],  $T_m = 483$  [K]      \*Thick-ply only

## 5.3 実験結果および考察

### 5.3.1 衝撃試験

Fig. 5.6 に、1.0 J/mm の衝撃エネルギーを負荷された Thin-ply 試験片の、代表的な超音波探傷結果を示す。また、この結果から得られた内部損傷の長さの平均値を Table 5.2 に示す。

Fig. 5.7a および Fig. 5.7b に、1.0 J/mm および 1.5 J/mm の衝撃エネルギーを負荷された Thick-ply 試験片の、代表的な超音波探傷結果をそれぞれ示す。これらの図から、内部損傷の 0° 方向の長さは明らかに 1.5 J/mm を負荷された試験片のほうが大きいことがわかる。また、この結果から得られた内部損傷の長さの平均値を Table 5.2 に示す。なお、以上すべての試験片の表面において打痕背面の繊維破断は観察されなかった。これは、少なくとも Thick-ply の 1.5 J/mm の結果において 3 章と一致する。よって、以降の議論では繊維破断による圧縮強度などへの影響は考えないものとする。なお、Thin-ply の内部損傷の標準偏差が平均値と同等の値をとっているのは、超音波探傷試験において内部損傷が観察されなかった試験片が見られたためである。これは少なくとも内部損傷の大きさが超音波探傷装置のメッシュサイズより小さいことを意味し、その長さが測定不可能であったため、これらの試験片に関しては内部損傷長さを 0 として取り扱った。

Table 5.2 Results of compressive tests and impact damage: Delamination length and out-of-plane deformation.

Specimen name	Stacking sequence	Impact energy [J/mm]	Delamination length [mm]	Amount of out-of-plane deformation [mm]		Compressive strength [MPa]	Buckling stress [MPa]
				Before repair	After repair		
Intact	Thin-ply	-	-	-	-	524 (19)	-
	Thick-ply	-	-	-	-	460 (7.8)	-
CAI	Thin-ply	1.0	7.2 (6.6)	-	-	438 (34)	-
CAR_A	Thin-ply	1.0	2.3 (3.2)	0.10 (0.003)	0.06 (0.009)	514 (17)	-
CAR_D	Thin-ply	1.0	0.3 (0.5)	0.08 (0.008)	0.03 (0.006)	505 (51)	-
	Thick-ply	1.0	8.3 (0.4)	0.08 (0.012)	0.01 (0.007)	468 (12)	-
	Thick-ply	1.5	17.3 (4.6)	0.12 (0.012)	0.02 (0.009)	425 (34)	405 (22)
CAR_TFB	Thin-ply	1.0	0.00	-	0.00	535 (36)	-

Standard deviations are in parentheses.

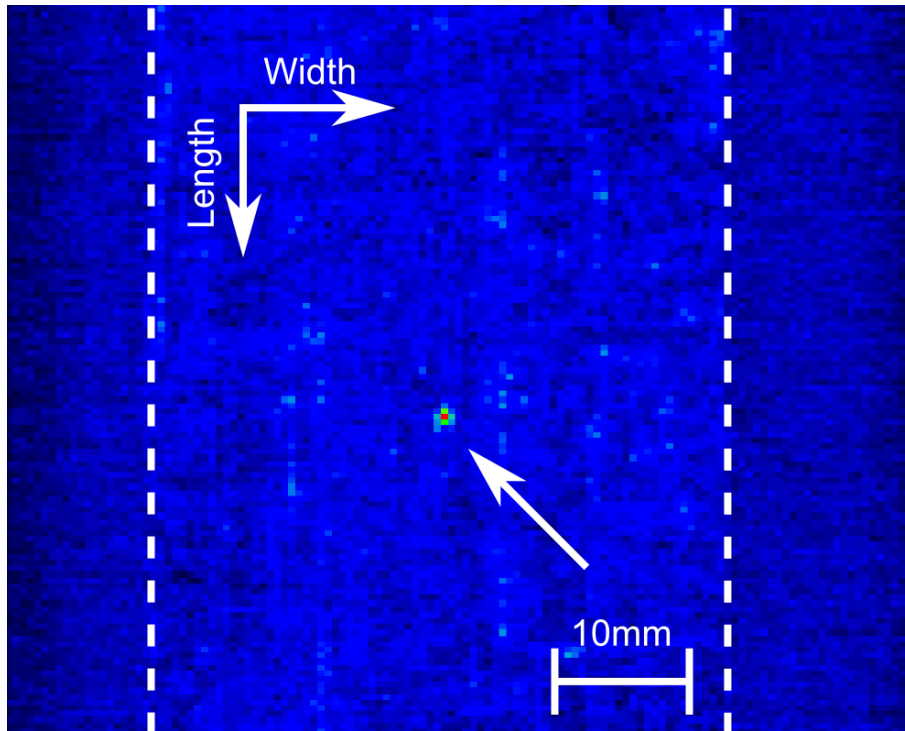


Fig. 5.6: Typical image obtained by ultrasonic inspection of internal damage, shown as a warm color and indicated by arrow, in specimen with Thin-ply laminates subjected to impact energy of 1.0 J/mm.

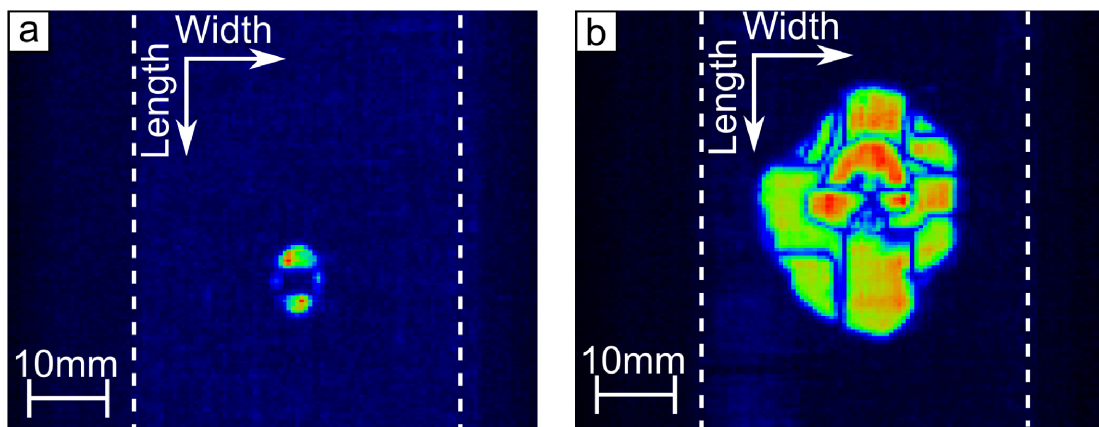


Fig. 5.7: Images obtained by ultrasonic inspection of internal impact damage, shown as a warm color; image a and b show specimens with Thick-ply laminates subjected to impact energies of 1.0 and 1.5 J/mm, respectively.

### 5.3.2 修復のその場観察

Fig. 5.8a および Fig. 5.8b に、Thick-ply 試験片内部のその場観察試験前後の内部損傷（層内樹脂割れおよび層間はく離）を示す。修復をおこなう前は Fig. 5.8a に示すように層間はく離および層内樹脂割れのき裂が開口していた。

その場観察をおこないながら昇温していくと、融点を超えたとき急激に層間はく離のき裂が閉口した。研磨後改めて同じ部位を観察すると、Fig. 5.8b に示すように常温、無負荷状態でも層間はく離のき裂は閉口したままであった。この層間はく離の閉口に関しては、この熱融着条件によって接着したことが後述の 5.3.5 節で示された。

一方、Fig. 5.8b では層内樹脂割れの部分がき裂のように黒く見える。これは光学顕微鏡の焦点が 90°層表面に合っているためであり、焦点をずらしこの部分を拡大すると Fig. 5.8c に示すように層内樹脂割れのき裂は樹脂で埋まっていることがわかる。

以上の観察結果から、少なくとも本実験で観察できる範囲においては融点で PA6 が融解することで、層間はく離が接着され、層内樹脂割れに樹脂が充填されることで、内部損傷のき裂が消失したことが示された。また、融点を超えるまでは、上記の現象は生じなかった。したがって、以降の議論では融点未満の条件で修復された試験片、すなわち CAR\_A および CAR\_D では、修復前後で内部損傷の形態や長さが変化しないものとする。

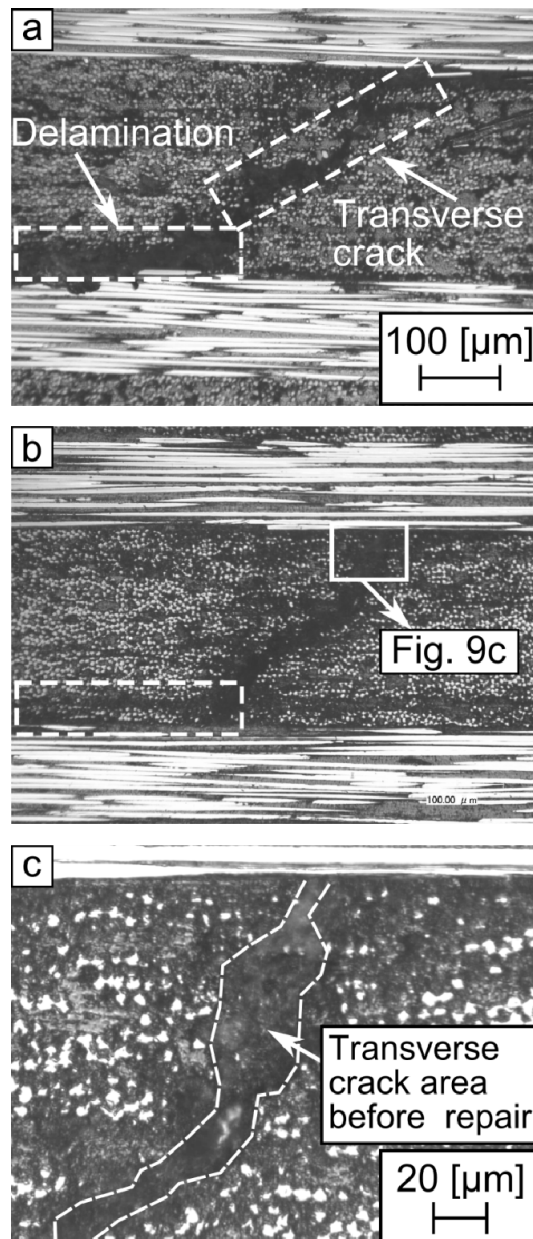


Fig. 5.8: TFB behavior of delamination and transverse crack in CF/PA6 laminates; photographs a and b represent before and after TFB, respectively. Photograph c represents enlargement of the transverse crack filled by matrix in photograph b.

### 5.3.3 アニーリングによる衝撃損傷の変化

Table 5.2 に、アニーリング後 (CAR\_A) の Thin-ply 試験片の修復後の内部損傷長さおよび修復前後の面外変形量の平均値を示す。アニーリングのみの修復条件では面外方向から圧力を加えなかったが、面外変形量が 0.1 mm から 0.06 mm に減少している。ガラス転移点以上では PA6 が軟化するため、アニーリング中に衝撃損傷によって発生した曲げによる残留応力の緩和が起きると推察され、面外変形量が減少したと考えられる。

### 5.3.4 面外変形平滑化による衝撃損傷の変化

Table 5.2 に、Thin-ply および Thick-ply 試験片の修復後 (CAR\_D) の内部損傷長さおよび修復前後の面外変形量の平均値をそれぞれ示す。Thick-ply に関しては、1.5 J/mm の衝撃エネルギーを負荷したものについても併記した。いずれの試験片においても、修復後には面外変形量が減少した。その一例として、Fig. 5.9 に、衝撃エネルギー1.5 J/mm を負荷された Thick-ply 試験片の、修復前後の表面の打痕をそれぞれ示す。ここで、Fig. 5.9a および Fig. 5.9b は修復前の打痕とその背面を、Fig. 5.9c および Fig. 5.9d は修復後の打痕とその背面を示した。Fig. 5.9a および Fig. 5.9c から、試験片表面の打痕近傍に座屈痕があるものの打痕背面の繊維破断は存在しなかった。なお、試験片内部においては少なくとも 3 章でおこなった同一条件下の断面観察からは繊維破断は観察されていない。

Thin-ply に関して、CAR\_D 試験片の面外変形量の減少量は CAR\_A 試験片のそれよりも大きいことがわかる：前者は 0.08 mm から 0.03 mm、後者は 0.10 mm から 0.06 mm に減少した。これは面外からの加圧によって面外変形がより平滑になったことを示している。また、温度履歴はアニーリングでの修復と同様であるから、CAR\_D 試験片においても試験片内部での応力緩和が生じているものと考えられる。

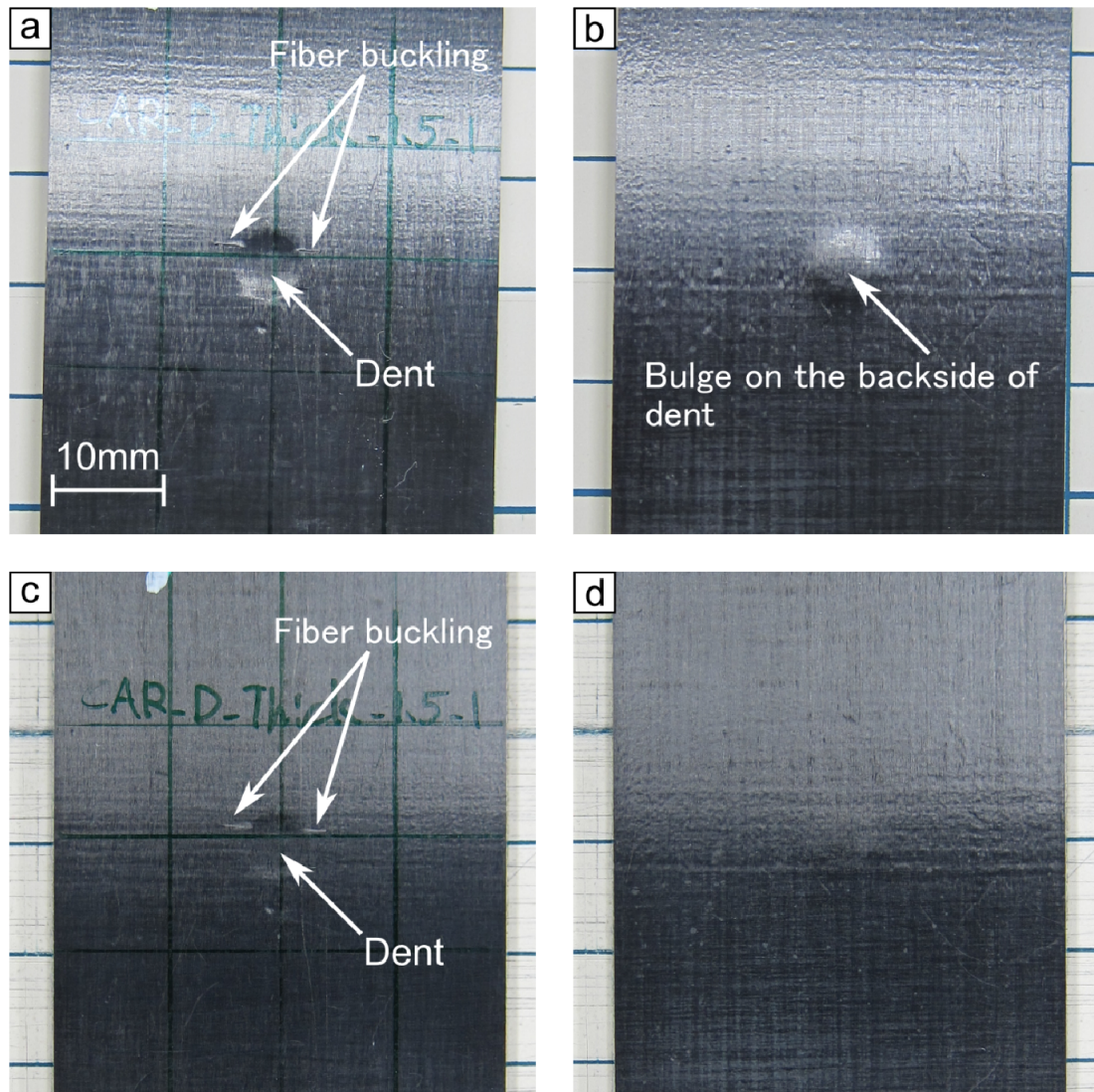


Fig. 5.9: Repaired dent on specimen surface; photographs a and b represent impact-side and backside of specimen surface before repairing only dent, respectively. Photographs c and d represent impact-side and backside of specimen surface after repairing only dent, respectively.



### 5.3.5 熱融着による衝撃損傷の変化

Table 5.2 に, Thin-ply 試験片の熱融着による修復後 (CAR\_TFB) の内部損傷長さおよび修復前後の面外変形量の平均値をそれぞれ示す. 修復後の試験片では, 内部損傷が観察されなかった. Fig. 5.10a および Fig. 5.10b に, CAR\_TFB の修復前後の試験片の内部損傷の超音波探傷結果を示す. 熱融着による修復によって内部損傷からの反射波が消えていることがわかる. この結果と 5.3.2 節のその場観察結果から, 熱融着によって内部損傷が接着したといえる. また, Table 5.2 から, 面外変形も完全に平滑になっている. 以上の結果, 融点での加熱圧縮によって, 少なくとも幾何学的には樹脂の破壊や変形に起因する衝撃損傷が修復できたことが確認された.

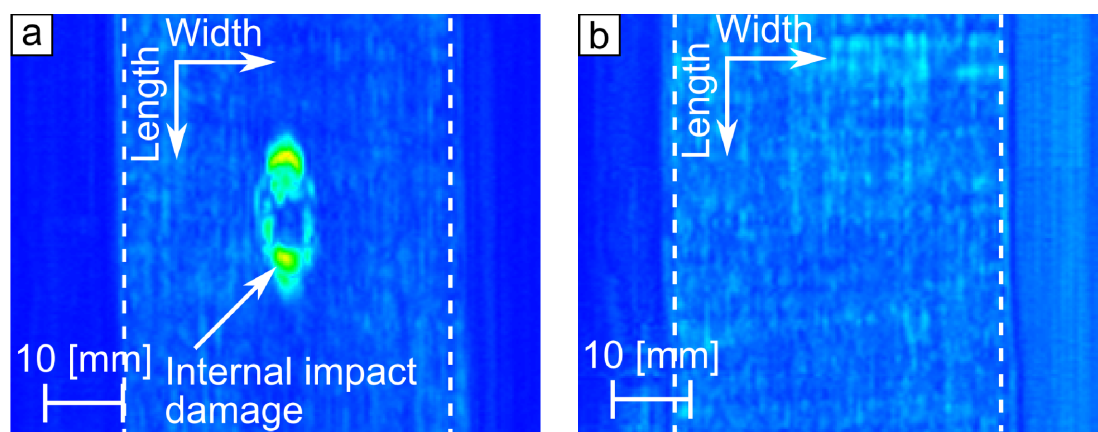


Fig. 5.10: Repair of internal impact damage by TFB; internal damage is shown as a warm color in image a obtained by ultrasonic inspection. The internal damage completely disappeared after repair by TFB, as shown in image b.

### 5.3.6 圧縮試験

Table 5.2 および Fig. 5.11 に、圧縮試験から得られたすべての試験片の圧縮強度の平均値を示す。また、破壊前に座屈挙動を示したのものについては座屈時の圧縮応力の平均値も併記する。

Fig. 5.12 に代表されるように、Thin-ply 積層板をもちいた CAI 試験では、すべての試験片は座屈挙動を示さずに破壊した。CAI 強度は健全材の強度より約 1 割低かった。3 章での 1.5 J/mm の衝撃を与えた Thin-ply 積層板の結果では、CAI 強度が健全材の強度より 30%低かったが、本章では与えたエネルギーが小さく、またゲージ間隔が短いことから、3 章の 1.5 J/mm の結果より CAI 強度が高かったのは妥当であると考えられる。

Thin-ply 積層板をもちいた CAR\_A 試験では、すべての試験片は座屈挙動を示さずに破壊した。残留圧縮強度の平均値 514 MPa は、Intact 試験片の強度 524 MPa とほぼ同等であり、CAI 試験の強度 438 MPa より約 1 割高かった。

1.0 J/mm の衝撃エネルギーを負荷された、Thin-ply をもちいた CAR\_D 試験片もすべて座屈挙動を示さずに破壊した。その CAR\_D 試験の強度 505 MPa は、健全材の強度 524 MPa とほぼ同等であり、CAI 試験の強度 438 MPa より約 1 割高かった。Thick-ply 積層板をもちいた CAR\_D 試験では、1.0 J/mm の衝撃エネルギーを負荷された試験片は座屈挙動を示さずに破壊し、残留圧縮強度 468 MPa は健全材の強度 460 MPa とほぼ同等であった。一方、1.5 J/mm の衝撃エネルギーを負荷された試験片は Fig. 5.13 に示すように、破壊直前に 405 MPa で座屈挙動を示し、残留圧縮強度 425 MPa は Intact 試験片の強度 460 MPa より約 1 割低かった。ここで Fig. 5.14 に圧縮試験後の CAR\_D 試験片の外観を示す。CAI の試験後の外観は割愛するが、CAI、CAR\_D とともに損傷はゲージ間の中央を通して発生した。

Thin-ply 積層板をもちいた CAR\_TFB 試験では、すべての試験片は座屈挙動を示さずに破壊した。残留圧縮強度 535 MPa は健全材の強度 524 MPa とほぼ同等であり、CAI 試験の強度 438 MPa よりも約 2 割高かった。

以上の結果から、いずれの修復試験でも、内部損傷の小さい 1.0 J/mm の衝撃を与えられた試験片においては、層厚の違いにかかわらず残留圧縮強度が健全材の強度に匹敵するまで回復していることがわかった。次節では、それぞれの修復条件が残留圧縮強度におよぼした影響に関して考察する。

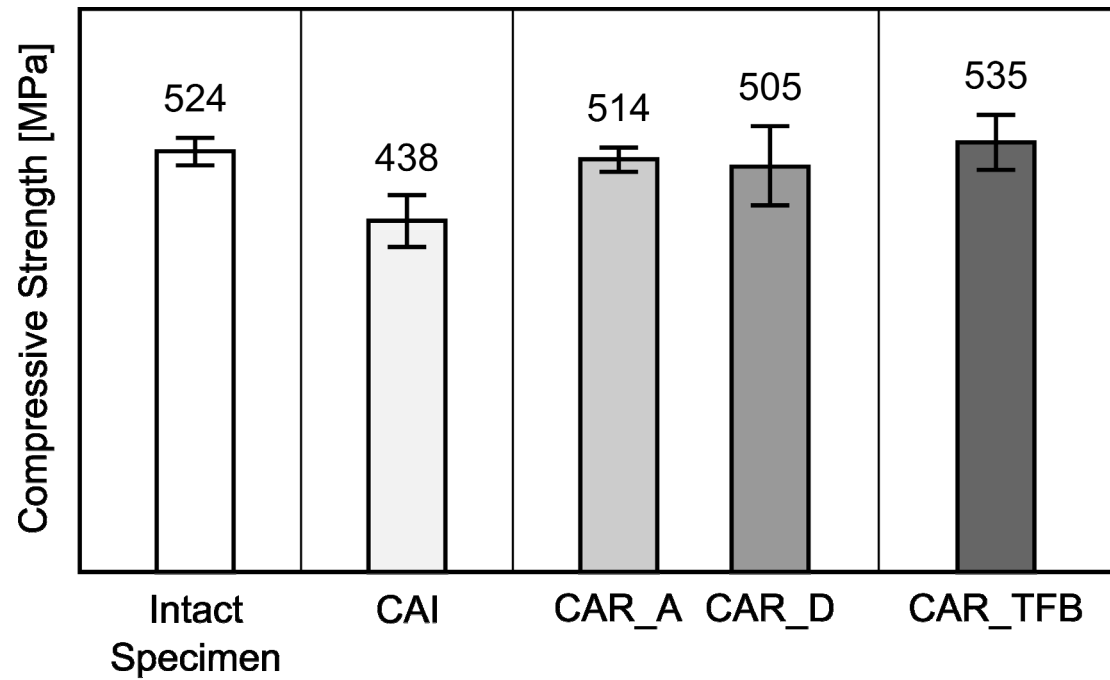


Fig. 5.11: Comparison of compressive strength of specimens with Thin-ply laminates

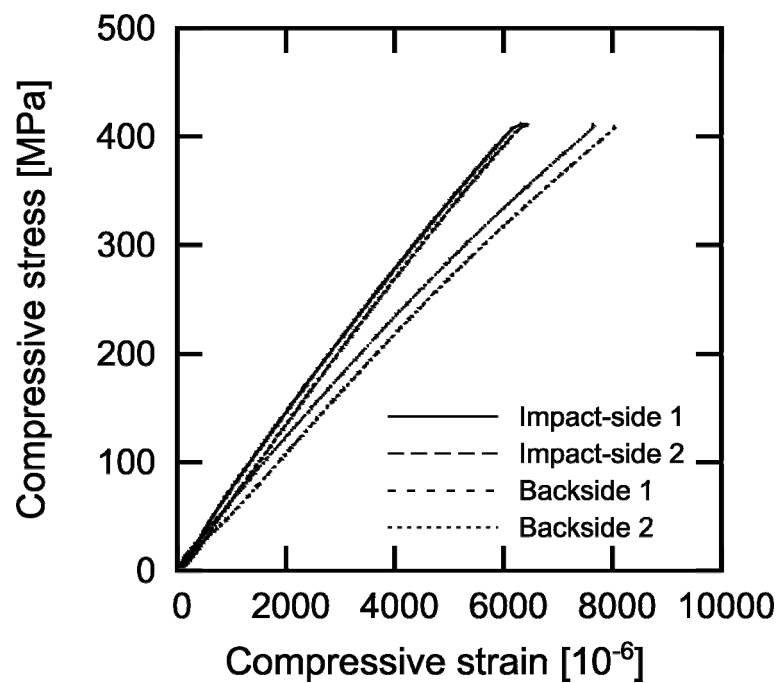


Fig. 5.12: Typical stress-strain curves of CAI specimen with Thin-ply laminate subjected to impact energy of 1.0 J/mm

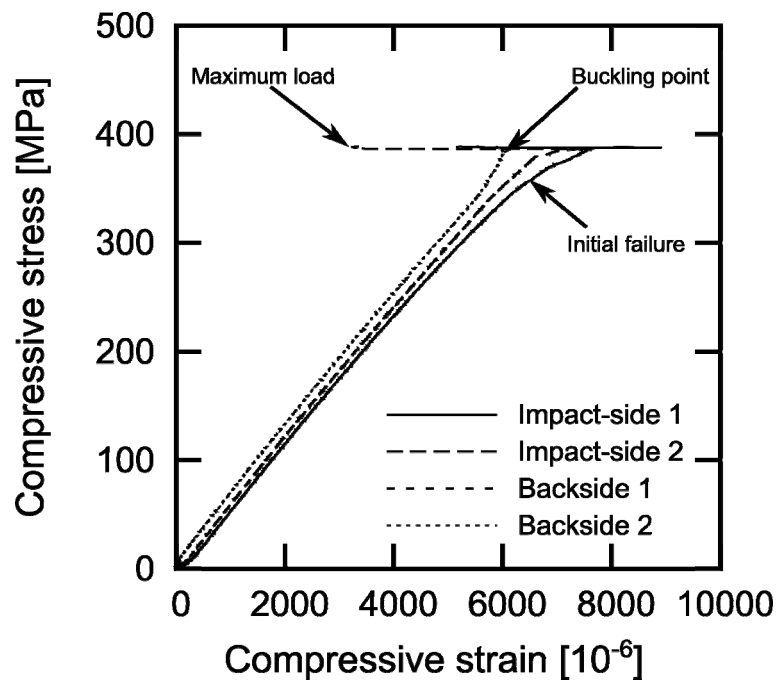


Fig. 5.13: Typical stress-strain curves of CAR\_D specimen with Thick-ply laminate subjected to impact energy of 1.5 J/mm; showing the buckling behavior

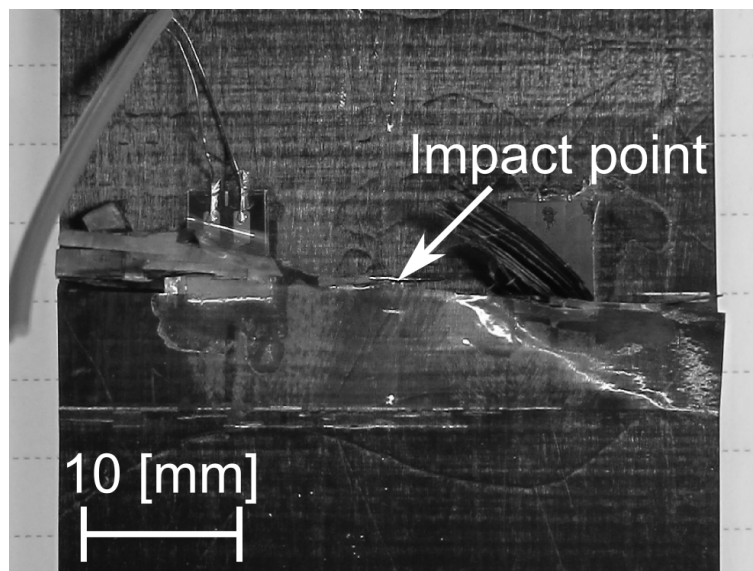


Fig. 5.14: CAR\_D specimen after compression test: Fracture through impact point along the direction in width of the specimen was appeared.

### 5.3.7 残留圧縮強度に影響する因子の検討と修復の有効性

Thin-ply 積層板をもちいた CAI 試験片と、CAR\_A および CAR\_D 試験片との圧縮強度への影響の因子の違いは、5.2.3 の修復条件の違いからわかるように面外変形量の変化および衝撃による曲げの残留応力の変化の有無である。面外変形量の変化に関して、CAR\_A 試験片（残留圧縮強度 514 MPa，面外変形量：修復前 0.10mm，修復後 0.06 mm）および CAR\_D 試験片（残留圧縮強度 505 MPa，面外変形量：修復前 0.08mm，修復後 0.03 mm）は、明らかに修復前よりも面外変形量が減少している（Table 5.2）。このため損傷部での座屈が励起されなくなり、CAI 試験片の強度 438 MPa を上回り、健全材の強度に匹敵するまで圧縮強度が回復したと考えられる。

衝撃によって積層板内に発生した面外変形による曲げの残留応力に関しては、5.3.3 で示したように、アニーリングにより残留応力が変化することが示唆された。しかしながら、本研究の実験からはその定量的な評価はおこなえていない。

以上の議論から、内部損傷が小さい場合の積層板において、面外変形量が CAI 強度に影響を与えていることは確かではあるものの、面外変形による曲げの残留応力が積層板の CAI 強度に影響を与えているかについては本実験では明らかにできなかった。一方で、Thin-ply 積層板をもちいた CAR\_D 試験結果と CAR\_A 試験結果を比較すると、前者のほうが面外変形量は小さいにもかかわらず、圧縮強度はほぼ同等の値を示している。この現象は面外変形量の減少による圧縮強度の向上という論理だけでは説明ができず、面外変形による曲げの残留応力と CAI 強度の関係について今後深く検討をおこなう必要がある。

CAR\_TFB 試験片に関しては、熱融着によって内部損傷および面外変形量がなくなっていることから、積層板の圧縮強度がほぼ完全に回復していると考えられる。

興味深いことに、CAR\_A 試験でも CAR\_D 試験でも、衝撃エネルギーが 1.0 J/mm のものに関しては内部損傷が残留しているにもかかわらず、CAR\_TFB 試験と同様に積層板の圧縮強度が健全材の強度と同等にまで回復している。したがって、融点未満の修復でも、内部損傷が十分小さければ CAI 強度の回復に有効な修復手法であることを示唆している。

### 5.3.8 面外変形平滑化による修復に対する内部損傷長さのしきい値

Table 5.2 に示すように、Thick-ply 積層板をもちいた CAR\_D 試験において、衝撃エネルギーを 1.0 J/mm 負荷したものと 1.5 J/mm 負荷したものとでは内部損傷の長さが大きく異なり、前者のほうが内部損傷長さは短い。また、このために前者のほうが残留圧縮強度は高いと考えられる。このことを利用して、内部損傷がどれほど小さければ、面外変形平滑化のみで修復が可能であるかのしきい値を実験的に求めた。Fig. 5.15 に、超音波探傷結果から得られた内部損傷の長さと座屈時の応力を示す。ここで、衝撃エネルギー 1.0 J/mm の試験片では座屈挙動を示さなかったため、その残留圧縮強度を示した。図中の破線は、これらのプロットの近似直線であり、図中の実線は Thick-ply 積層板の Intact 試験片の強度を示している。この点線と実線の交点での内部損傷長さが、実験結果から得られた融点未満での加熱圧縮による修復が有効な長さのしきい値 (8.6 mm) と考えられる。本章ではデータの数が少なく近似直線の傾きが小さいこと、ならびに内部損傷の長さと座屈挙動は使用する材料と積層構成に大きく依存することから、このしきい値は定性的なものである。なお、衝撃エネルギー 1.5 J/mm の試験片の場合、内部損傷の長さがゲージ間隔よりも長い試験片があり、ゲージ間隔よりも大きい部分は治具で固定されているため、実際の座屈応力はより低い可能性がある。

Suemasu ら<sup>5)</sup>は、積層板の層間はく離長さとその箇所の局部座屈、ならびに積層板全体の座屈との関係を明らかにしている。これによれば、層間はく離長さが長いとき、局部座屈が全体座屈に先んじて発生する。反対に言えば、層間はく離が短いとき全体座屈に先んじて層間はく離部が座屈することはない。一方、本章でのゲージ間隔はゲージ間での全体座屈を起こさないように設定している。また、CAR\_D 試験では、面外方向からの圧縮によって面外変形をほぼなくしている。すなわち、本章の条件下では内部損傷長さが全体座屈に影響しない長さ (Thick-ply, 1.0 J/mm) であれば座屈が生じる前に圧縮破壊を生じたため、健全な試験片と同等の修復後の圧縮強度を示したと考えられる。逆に、内部損傷長さが圧縮強度に達する前に座屈を生じる長さ (Thick-ply, 1.5 J/mm) では圧縮破壊の前に座屈が発生するため、健全な試験片よりも修復後の圧縮強度が低くなったと考えることができる。本章では Thick-ply での議論にとどめるが、Thin-ply や他の積層構成でも同様の議論が成り立つならば、内部損傷の座屈が圧縮強度

の低下に影響を与えない長さであれば面外変形とそれに起因する曲げの残留応力の減少に着目した融点未満の内部損傷の修復も残留圧縮強度の回復に有効であると判断できる。

アニーリング等の融点未満の修復は熱融着による修復よりも低温で、かつ構造物の形状をある程度保持したまま修復が可能であると考えられるため、熱融着よりも簡便な修復手法である。一方、しきい値以上の内部損傷を有する積層板においては、4章のような熱融着による修復が必要である。以上の研究結果から、内部損傷の長さを評価することによって、より効率的に CFRTP の衝撃損傷の修復方法を選択することができるようになると考えられる。しかしながら、本研究の CAR\_A 試験ではアニーリングによって残留応力と面外変形量の減少が連成して発生しているため、一般的に両者のうちどちらが CAI 強度の低下により影響を与えているかが明らかでない。また、アニーリングによってもととの積層板の強度が向上する可能性があるため、修復による強度向上量との比較が必要である。内部損傷のしきい値そのものに関しても前述の理由から、数値解析やモデル試験等によって、より定量的かつ体系的にしきい値を求められるようにする必要がある。アニーリングや熱融着の条件によって、応力緩和の量や接着部の強度および弾性率が変化することも考えられるため、これらが残留圧縮強度にどのように影響してくるかも今後検討していく必要がある。最後に、5.3.8 では内部損傷の長さに着目し修復の基準を検討したが、打痕の深さや大きさがどの程度の大きさであれば損傷修復が必要となるかも検討していく必要がある。

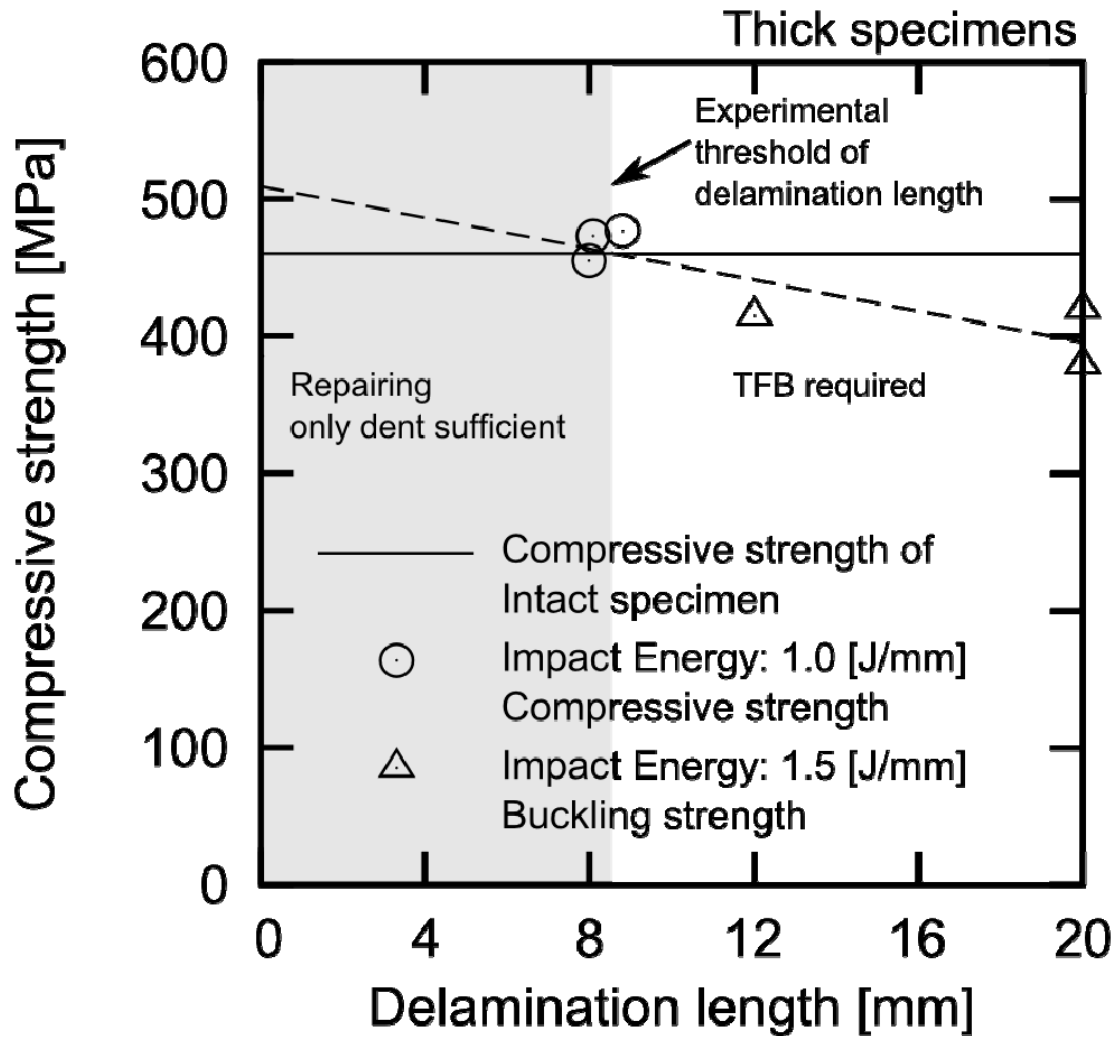


Fig. 5.15. Relation between delamination length and compressive strength of Thick-ply laminates; solid and dashed lines represent the intact strength of the laminates and the curve fit to the data plots of compressive stress, respectively. The intersection of these lines was the experimental threshold delamination length for which repair of the only dent is sufficient.



## 5.4 結 言

本章では、衝撃損傷を有する CF/PA6 直交積層板に対して加熱と圧縮をほどこすことで、積層板の CAI 強度の回復を試みた。その結果以下の知見が得られた。

1. 1.0 J/mm の衝撃エネルギーを負荷された、微小な内部損傷を有する薄層化 CF/PA6 積層板において、CAI 強度はもとの試験片の圧縮強度に比べ 1 割程度低くなった。衝撃後、融点未満 (373 K) の温度でアニーリングをほどこすと、健全な試験片の圧縮強度と同等まで回復した。これに加え、面外方向から圧力を加える事で面外変形を除去した場合でも、もとの圧縮強度と同等まで回復した。また、PA6 の融点での熱融着による修復では、積層板内の内部損傷ならびに面外変形は完全に除去され、積層板の圧縮強度は健全な積層板の圧縮強度と同等まで回復した。
2. 薄層化していない CF/PA6 積層板において、1.0 J/mm の衝撃損傷を負荷された試験片では、融点未満での面外変形の平滑化による修復で、CAI 強度が健全な積層板の圧縮強度と同等まで回復した。一方、1.5 J/mm の衝撃損傷を負荷された試験片では、同じ修復後でも健全な積層板の圧縮強度よりも約 1 割低かった。
3. CFRTP の衝撃損傷に対する融点未満の温度での修復の有効性には、内部損傷の長さによるしきい値が存在する可能性が実験的に示された。すなわち、このしきい値よりも短い内部損傷であれば融点未満での修復が可能であり、それ以上の長さでは熱融着による内部損傷修復が必要になると判断された。

以上の結果から、面外方向からの衝撃を与えられた CFRTP 積層板においては、内部損傷が十分小さい場合、CAI 強度を低下させる因子は面外変形および残留応力によるものである。また、加熱圧縮による内部損傷の修復は、衝撃損傷を生じた CFRTP 積層板の CAI 強度の回復に寄与する。

## 参考文献

1. J. C. Prichard, and P. J. Hogg, “The role of impact damage in post-impact compression testing”, *Composites*, **21**(6), pp. 503-511, 1990.
2. I. Kimpara, K. Kageyama, T. Suzuki, and I Ohsawa, “Simplified and Unified Approach to Characterization of Compressive Residual Strength of Impact-Damaged CFRP Laminates”, *Key Engineering Materials*, **141-143**, pp. 19-34, 1998
3. JIS K 7089, 日本規格協会, (1996).
4. F. Yang, and R. Pitchumani, “Interlaminar Contact Development During Thermoplastic Fusion Bonding”, *Polymer Engineering & Science*, **42**(2), pp. 424-438, 2002.
5. H. Suemasu, “Effects of multiple delaminations on compressive buckling behaviors of composite panels”, *Journal of Composite Materials*, **27**(12), pp. 1172-1192, 1993.

## 第 6 章

### 結 論

CFRP は、構造物の軽量化という観点から現代社会の抱えるエネルギー問題を解決するための一つの手段として大きな関心を集めている。しかし、炭素繊維そのものの製造コスト回収のためには、製造された炭素繊維製品を長期的に使用する必要がある。CFRP 積層板は引張-引張疲労に関しては金属を凌ぐ一方で、面外からの衝撃に対して、外観の損傷からは判断できない内部損傷が容易に発生、拡大し、特に残留圧縮強度が著しく低下するという問題がある。したがって、CFRP 積層板の長期運用という観点からは、耐衝撃特性の向上と損傷部の修復の容易さが求められていた。

耐衝撃特性の向上では、衝撃時に発生する層間はく離、およびこれの起点となる層内樹脂割れの抑制が求められる。前者に対しては層間の高じん化や板厚方向への繊維強化がなされる一方、後者に対しては薄層化という 1 層の厚さを薄くするだけという簡便な手法で繊維/樹脂はく離の層内樹脂割れへの成長が抑止できる。薄層化は繊維破断を除く衝撃による内部損傷に対する抜本的な解決策として考えられる一方で、これらの知見は CFRTS で得られたものであり、CFRTP に対して有効であるかどうかは不明であった。また、薄層化が CFRP 積層板の内部損傷進展におよぼす影響については詳述されてこなかった。

衝撃損傷の修復では、これまで損傷部を交換するか、損傷部を切り取り、パッチなどを当てることで残留強度を維持してきた。しかし、CFRP はそれ自身が高価な部材であり、交換には金銭的、LCA 的に大きなコストがかかる。また、パッチなどをもちいた修復方法は極めて煩雑であり、繊維の切断による繊維の連続的な応力伝達が不可能となり、修復部の強度は樹脂の接着やボルトの締結部の継ぎ手強度に依存する。中空ガラス繊維やマイクロカプセルの包埋による

自己修復複合材料も検討されているが、一箇所の損傷に対して一度しか効果を発揮せず、それ自信が積層板内の欠陥となる可能性があった。マトリクスを熱可塑性樹脂にした CFRTP では、その熱可塑性に着目したき裂の接着が検討されているが、熱融着による内部損傷の修復が、残留圧縮強度に有効であるかの知見はなかった。

以上の背景から本研究では、CFRP における薄層化が衝撃の内部損傷の発生、進展に与える影響を CFRTS および CFRTP の両者において議論し、その上で衝撃を受けた CFRTP に対して熱融着をおこないその有効性を示した。また、薄層化 CFRTP 積層板の内部損傷以外の因子が、実際に CAI 強度の低下に影響を与えるかを検討し、熱可塑性を利用してそれらを修復することで、CAI 強度の向上に効果があることを示した。

2 章では、詳細な観察を基に CFRTS 積層板の衝撃損傷のメカニズムにおける層厚の減少の効果について議論した。衝撃試験後、Thin-ply の試験片では少数かつ局所的な層内樹脂割れが観察され、層間はく離はある板厚方向中央の層付近で大きく拡大していた。過去の研究と合わせて考えると、積層構成を対称積層とし、中央の 90°層が他の層の 2 倍の層厚を持つため、Thin-ply ではそこに局所的な層内樹脂割れが発生することがわかった。逆にそれ以外の部分では、薄層化によるき裂開口の抑制のため、繊維/樹脂はく離の進展が阻害された。すなわち、従来の薄層 CFRTS 積層板の静的引張試験からの知見が、薄層の積層板の低速度の衝撃試験に適用できることが示された。

3 章では PA6 をマトリクスとした通常厚および薄層化 CF/PA6 直交積層板を使用して、CFRTP における薄層化の影響を調べた。この結果、少なくとも本実験の条件下では薄層化した積層板では、層厚の厚い中央層でも層内樹脂割れが発生せず、また、層間はく離の投影面積は薄層化によって劇的に減少した。また、健全材および CAI 強度も薄層化によって向上した。これは薄層化による層内樹脂割れの抑制と、マトリクスのじん性の向上による層間はく離進展の抑制の効果と考えられ、CFRTP においても薄層化が耐衝撃性の向上に効果的であることを示した。

4 章では、繊維破断を含めた種々の衝撃損傷を受けた CFRTP 積層板をもちいる

ことで、CAI 強度向上に対する熱融着の有効性を系統的に実証した。ただし、今回の実験では、健全材で座屈を生じない条件下において圧縮試験をおこなった。この結果、繊維破断の発生した規模によるものの、熱融着によって樹脂破壊に起因した損傷は融着され、CAI 強度が健全材の強度まで回復することが示された。

5 章では、3 章における極めて内部損傷が小さいにもかかわらず CAI 強度が健全材強度よりも低いことに着目し、従来考えられてきた層間はく離の投影面積以外の因子が薄層化 CFRTP 積層板の CAI 強度の減少に影響を与えていることをしめした。この際、CFRTP の熱可塑性を利用してモデル試験片を作製し、対照実験をおこなうことで因子の特定をおこなった。この結果、少なくとも衝撃による面外変形が CAI 強度の低下に影響を与えていることが判明した。また、面外変形の減少によって CAI 強度が回復したことから、内部損傷が十分に小さい場合は、融点以下の加熱圧縮でも CAI 強度が回復することが示された。

以上の研究結果は、実験的見地からではあるものの、CFRTP 構造物の耐衝撃性の向上に寄与するだけでなく、加熱と圧縮という簡便な作業によって力学的特性の回復が可能であることを示したものである。また、本研究の結果は CF/PA6 積層板で得られたものであるが、熱融着や熱可塑性を利用した修復は全ての熱可塑性樹脂が持つ熱的特性によるものであるから、その他の熱可塑性樹脂にも広く適用できる可能性がある。したがって、本研究の研究成果は、成形サイクルの高速化や二次加工によるコスト低減を狙った CFRTP 製の自動車をはじめ、航空機などの輸送機器を含む幅広い CFRTP 構造物の長期的な使用を容易にし、省コスト、省資源、省エネルギー化に貢献する。一方、本論文では衝撃損傷を有する CFRTP 積層板における、層間はく離のき裂の見かけの層間破壊じん性値に対する薄層化による影響に関しては明らかにできていない。また、特に航空機では、外板など座屈を許容するポストバックリング設計がなされることが多く、融着や熱可塑性を利用した修復の条件と修復部の力学物性、幾何学形状が座屈を許容する場合での CAI 強度にどのような影響を与えるかを詳細に検討していくことが急務である。

## 付録 A

### 内部損傷の観察手法

本研究では内部損傷の観察として、超音波探傷と断面観察をおこなっている。超音波探傷には 3D 超音波検査装置（東芝㈱, Matrixeye (64ch タイプ)）をもちいた。また、データの可視化には専用の解析ソフト（東芝プラントシステム㈱, MosCscan Ver. 1.2）をもちいた。このとき、サンプリング周波数を 80 MHz, 供試体の幅, 長さ, 厚さ方向のメッシュサイズを,それぞれ 0.5 mm, 0.4 mm, 0.0181 mm とした。また, 断面観察の試験片には, 積層板の小片を樹脂に包埋したのち, 自動研磨装置（Struers, TegraPol-15 および TegraForce-1）と 1  $\mu\text{m}$  の粒径を持つダイヤモンドパウダーをもちいて研磨した。観察には, 光学顕微鏡（㈱KEYENCE, デジタルマイクロスコープ VHX-500 および対物レンズ VH-Z20 (20 倍～200 倍)), およびブルーレーザー顕微鏡（レーザーテック㈱, VL2000D (180 倍～3600 倍)）をもちいた。

## 付録 B

### CAI 試験の予備検討

2.2.2 で示した Kimpara らの CAI 試験の特徴として、同じ寸法の試験片と治具をもちいて疲労強度など CAI 以外の試験をおこなうことができるため、将来的に衝撃後疲労強度などを測定する際に、試験片の形状や寸法を変えなくてすむという利点がある。また、本手法は、SACMA 法などと比較し小型の試験片であるため試験片を作製しやすい上に、SACMA 法の CAI 強度と良い一致を示す。以上の利点から、我々は金原らの手法をもちいて CAI 試験をおこなった。

彼らは CAI 試験のゲージ長を決めるにあたって、衝撃を与える前の試験片をもちいて圧縮した際に、試験片がグローバルバックリングによって破壊しない事を条件にしている。したがって、本研究では彼らに習い、衝撃を加える前の薄層化 CF/PA6 直交積層板（3～5 章で取り扱う Thin-ply と同じ）の試験片をもちいて、ゲージ長を決定するための予備検討をおこなった。一例として、試験片の幅を 40 mm、ゲージ長 20 mm とした場合の応力ひずみ曲線を Fig. B.1 に示す。なお、試験片にはゲージ間の表面に 2 枚、裏側に 2 枚のひずみゲージを貼り付け、試験片の座屈挙動を測定できるようにした。また、試験片本数は 5 本とした。試験機および試験速度は、2.4 節に示す CAI 試験と同様である。ゲージ間 20 mm の試験片では、表裏のひずみが試験片の破壊まで単調に増加していることから、グローバルバックリングを生じなかったと考えられる。

一方、2.2.2 で示したように、衝撃試験でもちいる治具の円孔は  $\phi 30$  mm である。そのため、層間はく離が円孔と同等の大きさまで進展した場合、30 mm 以下のゲージ間では治具によってはく離が拘束され、圧縮負荷によるはく離の進展が阻害される可能性がある。これによって、CAI 強度を実際よりも高く見積もる恐れがある。よって、30 mm 以上のゲージ間の長さが必要である。Fig. B.2 に、幅 40 mm、ゲージ間 30 mm の試験片を圧縮した際の応力ひずみ曲線を示す。ゲ

ゲージ間 30mm の試験片では、破壊直前に表側のひずみ（Back side 1 および Back side 2）が減少に転じていることから、グローバルバックリングが発生したと考えられる。しかし、ゲージ間 30 mm の場合、ゲージ間長さ 20 mm の圧縮強度と 2 % ほどしか変わらない。また、Fig. 12 で示したように、CAI 試験では健全材の強度に達する前に最終的な破壊が生じる。



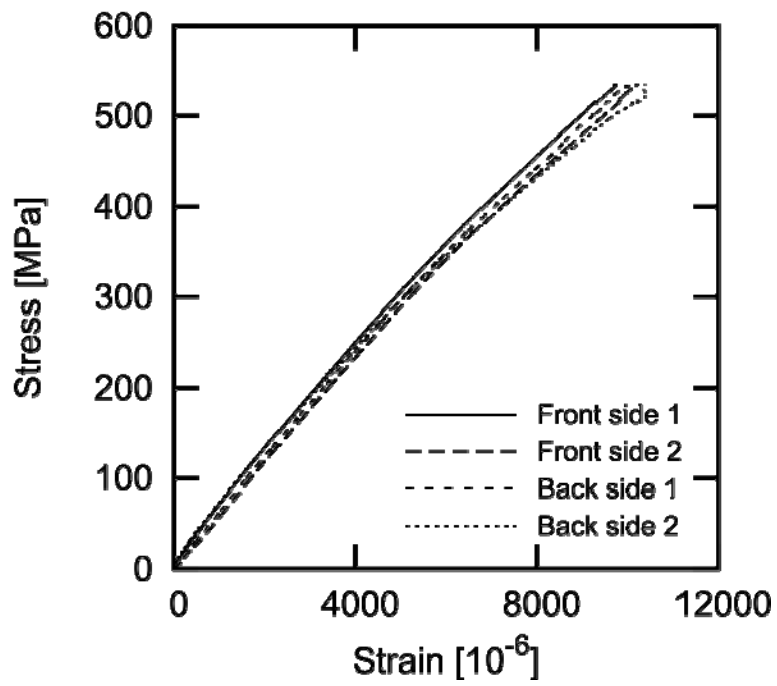


Fig. B.1: Stress-Strain curve of preliminary compression test for CAI test: gauge length 20 mm

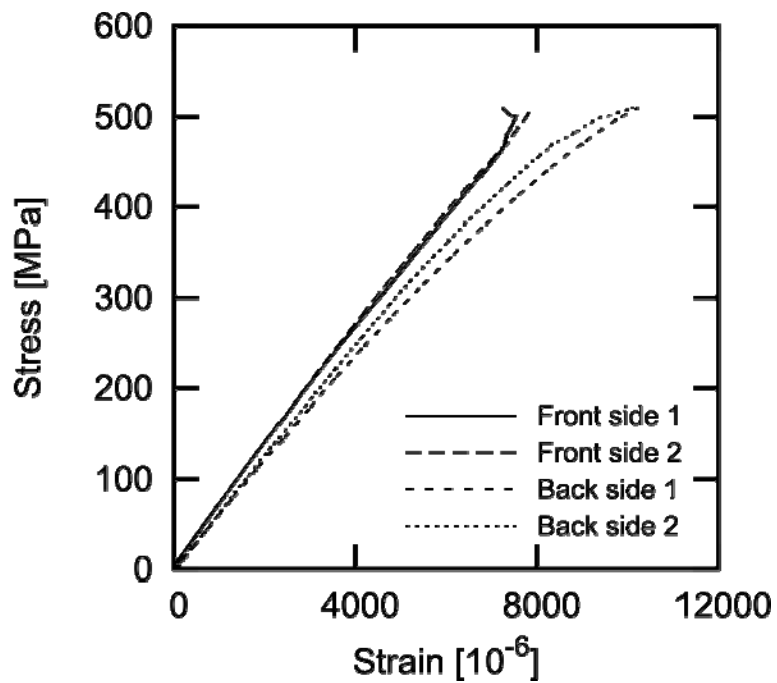


Fig. B.2: Stress-Strain curve of preliminary compression test for CAI test: gauge length 30 mm

## 付録 C

### 熱融着の温度条件の決定

マトリクスに熱可塑性樹脂をもちいた CFRP はマトリクスの固液相の相転移が可逆的であることから熱融着が可能であり、これにより内部損傷の修復が可能であることが示唆される。熱融着に関して、適切な条件設定をし、繊維/樹脂流動を制御することで、融着面の力学特性の向上や熱融着の高効率化が期待される。特に本研究では、健全材や CAI 試験片との強度比較をおこなう。よって 1) 積層板内部の層間はく離、層内樹脂割れを融着する、2) このとき積層板の力学的特性をできるだけ変えないようにするために、繊維配向を乱さず、また試験片から樹脂が流出しないように融着する、という観点から熱融着の温度を決定する必要がある。

ただし、熱可塑性樹脂の融点は重合度の影響から結晶融解にはある程度の温度範囲があり、マトリクスである PA6 の融点は 483~493 K である。このため、この付近での積層板の繊維/樹脂流動について検討する必要がある。一方、積層板内部に微視的なオーダーで再現性の高い衝撃損傷を導入することは難しい。そこで、CF/PA6 直交積層板に面外方向から圧縮荷重を加えたときの積層板側面における繊維/樹脂流動のその場観察し、板厚の変化を荷重の変動として測定し、温度変化による繊維/樹脂流出挙動と積層板に加わる圧力の変化に関する検討をおこなった。これによって、繊維と樹脂がそれぞれまたは同時に流出する温度が実験的に求められ、内部損傷の修復温度の決定の指針とすることができる。

まず、3~5 章でもちいているものと同じ開繊 PA6-CF 一方向セミプレグシートを積層構成 $[0/90]_{6s}$  (Thin-ply) および $[0_2/90_2]_{6s}$  (Thick-ply) となるように積層し、ホットプレス成型により直交積層板を作製した。

つぎに、Fig. C.1 のように試験片を配置し、左右に配置したヒータにより試験片温度を、外側のロッドの位置を変化させることにより試験片に加わる圧力を

制御した。まず，試験機自体の熱膨張による圧縮荷重の増加をなくするため，試験片に加わる圧力が 2 MPa になるように荷重を制御しながら試験片温度を 483 K まで上昇させ，この状態を 1 時間保持した。圧縮荷重が一定になったのを確認した後，試験片に加わる圧力を 4 MPa とし，ここでロッドの位置を固定した。その後，試験片温度を 10 分ごとに 1 K ずつ 493 K まで上昇させ，各温度で 30 秒ごとにロードセルにかかる荷重を測定し，1 分ごとに試験片端面の観察画像を撮影した。

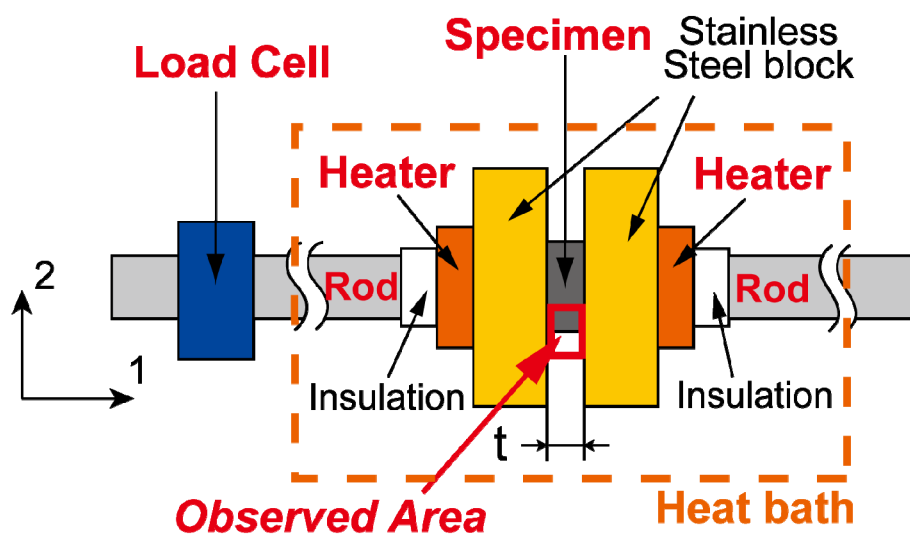


Fig.C.1: Schematic image inside the heat bath and setup of specimen

本実験により得られた，時間経過による試験片温度および試験片に加わる圧力の変化の代表的なグラフを Fig. C.2 に示す。ここで，試験片に加わる圧力は測定された荷重を試験片の面積で除して求めた。また，Fig. C.2 中の Thin-ply における(a)～(e)の各点の試験片端面の観察画像を Fig. C.3 に示す。

まず，Thin-ply に関して，Fig. C.2 の圧力変動と Fig. C.3 の観察画像を見比べることにより，1) 温度上昇に伴って圧力が段階的に上昇しており，観察画像より繊維・樹脂ともに流出がない領域 A，2) 圧力が横ばいあるいは次第に減少しているのが見て取れ，観察画像からは樹脂流出のみが観察される領域 B，3) 2 つの急激な圧力低下が見られ，圧力低下後の点(d), (e)における観察画像から，繊維の流出および樹脂流出の広がりが生じていることが分かる領域 C に分類できることがわかった。

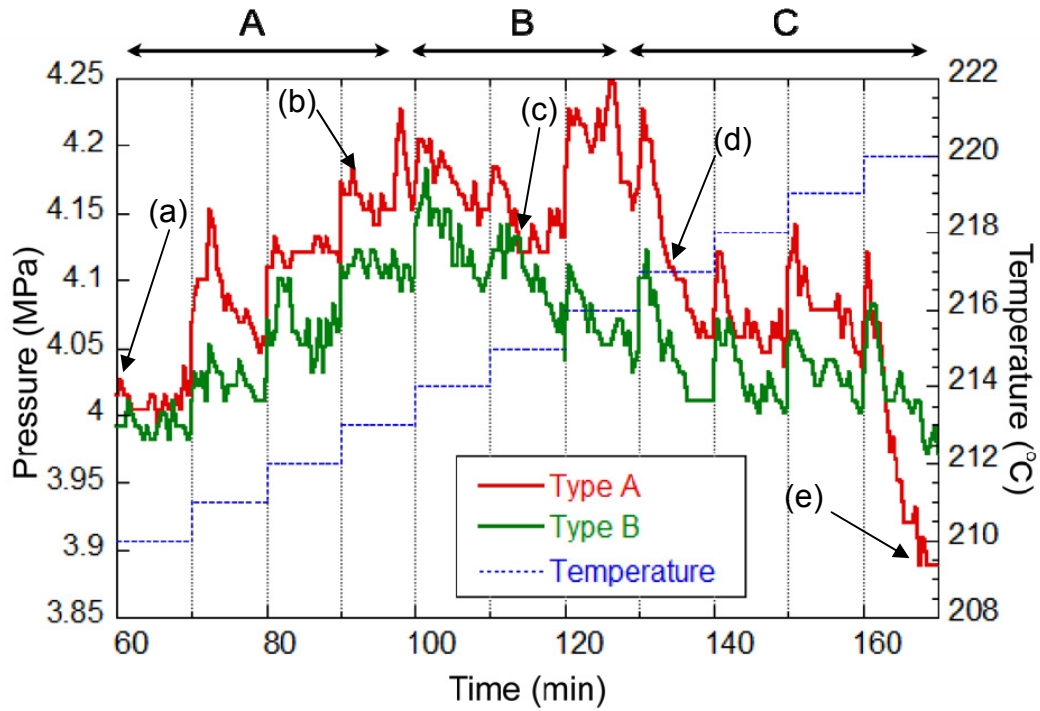


Fig. C.2: Fluctuation of pressure due to rising temperature: Type A represents Thin-ply and Thick-ply laminates which have 0.04mm and 0.08 mm in ply thickness and have  $[0/90]_{6S}$  and  $[0_2/90_2]_{3S}$  in stacking sequence, respectively. Both specimens rising pressure at least 485 K.

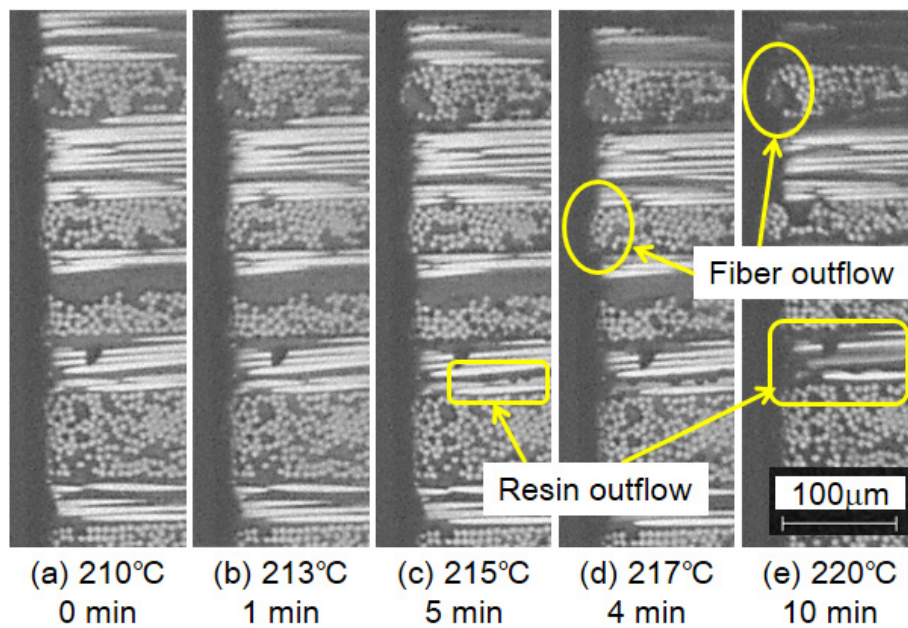


Fig. C.3: Photos of the specimen Type A taken at each point (a) ~ (e) in Fig.2 and area of resin and fiber outflow

Thin-ply および Thick-ply の圧力変動の線を比較すると、特に繊維および樹脂が流出する温度が低くなっている傾向にあることがわかる。3 章以降でもちいる通常厚の積層板は層厚が 0.12 mm であるから、この傾向が一段と強まる可能性が示唆される。

以上の実験から、多少ばらつきはあるものの、CF/PA6 直交積層板に対する面外方向圧縮試験を通して、温度変化による繊維/樹脂流出挙動と圧力変化についての検討をおこない、その結果試験片に加わる圧力の変化と繊維/樹脂流出挙動を結びつけることができた。この結果から、Thin-ply, Thick-ply とともに同一温度条件下で内部損傷を出来る限り力学的特性を変えずに融着するという観点では、融点 483 K での熱融着が適当であると判断された。

## 付録 D

### 具体的な熱融着の手法

ここでは熱融着の手法についてより具体的に詳述する。衝撃試験後の熱融着による内部損傷修復は、ホットプレスをもちいておこなった。まず、1) 試験片表面の打痕をガラス転移点以上で平滑にした後、2) 熱融着による樹脂破壊の接着をおこなう。

1. まず、試験片表面にできた打痕のみを修復する。これは熱融着をおこなう際、打痕が優先的に加圧されるのを防ぎ、試験片全体を均一に加圧するためである。試験片を、離型処理をほどこした東レ・デュポン(株)製カプトン®フィルム 300V（以降、カプトンフィルム）およびスペーサー（積層板成形時と同じ厚さのもの）と共に金型に挟み込み、常温から加圧した状態で 373 K まで昇温し、5 分間その状態を保持した。圧力は Thick-ply では 1 MPa, Thin-ply では 2 MPa とした。この圧力は積層板成形時の圧力と同一である。その後、徐冷はおこなわずにホットプレスから取り出す。PA6 のガラス転移点は、333 K であり、ガラス転移点を超えると樹脂は軟化する。そのため、373 K の状態で加圧しても、表面の打痕を十分に平滑にすることができる。
2. 熱融着をおこなう場合は、離型処理をほどこしたカプトンフィルム、スペーサーに加え、膨張黒鉛シートおよび試験片より長さ・幅共に 10 mm 程度大きなカプトンフィルムも共に金型に挟み込む。Fig. D.1 に模式図を示す。膨張黒鉛シートとは、指圧すると指の跡が残る程度の柔らかいシートであり、これによって試験片の厚さの差による片当たりを防ぐことができる。また、試験片より一回り大きいカプトンフィルムを挿入することで、試験片とそのカプトンフィルムの厚さの合計がスペーサーの厚さよりも大きくなり、所定の

圧力を試験片にのみ与えることができる．1) の打痕修復後，素早く膨張黒鉛シートとこのカプトンフィルムを挟み込み，ホットプレスに戻す．その後温度を 483 K まで昇温し，15 分その条件を保持した．この時の圧力条件は 1) と同じである．この後，圧力を保持したまま徐冷する．

熱融着の温度に関しては PA6 の融点である 483 K でおこなった．過熱すると樹脂が流出し，試験片寸法が変化した．一例として Fig. D.2 に，修復温度を 498 K として修復した試験片を示す．

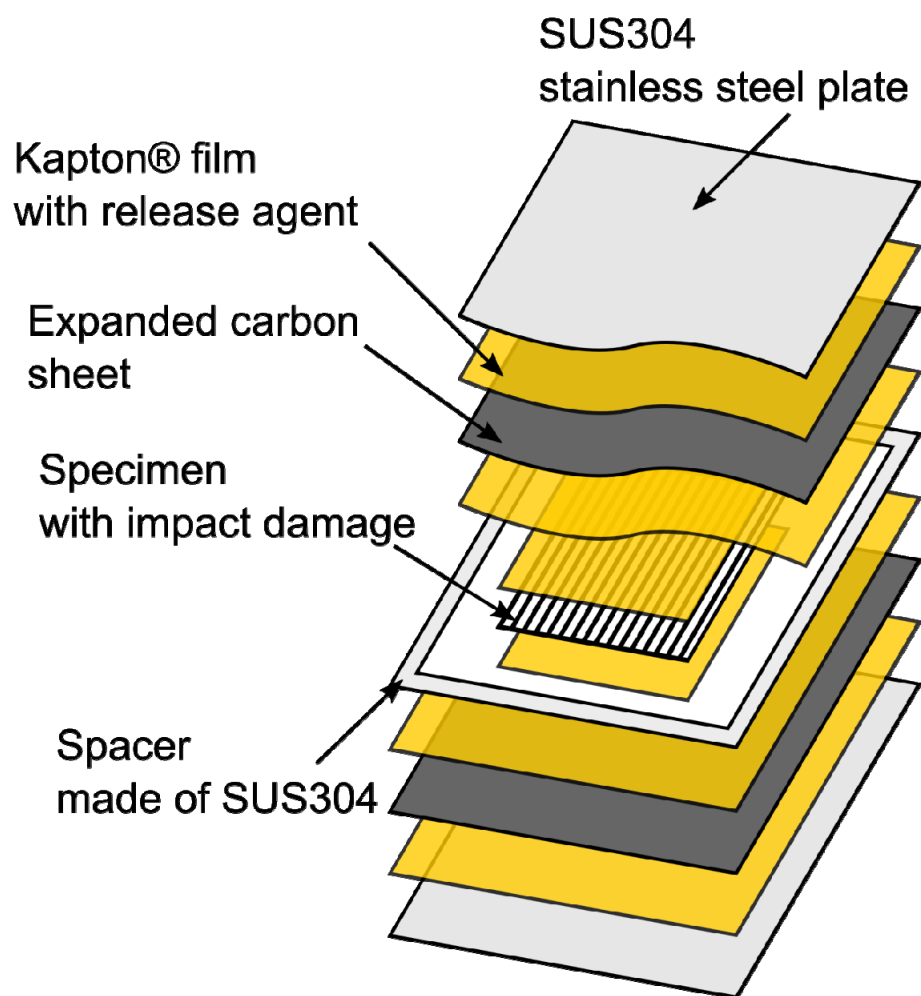


Fig. D.1: Schematic image of repair to impact damage by thermal fusion bonding

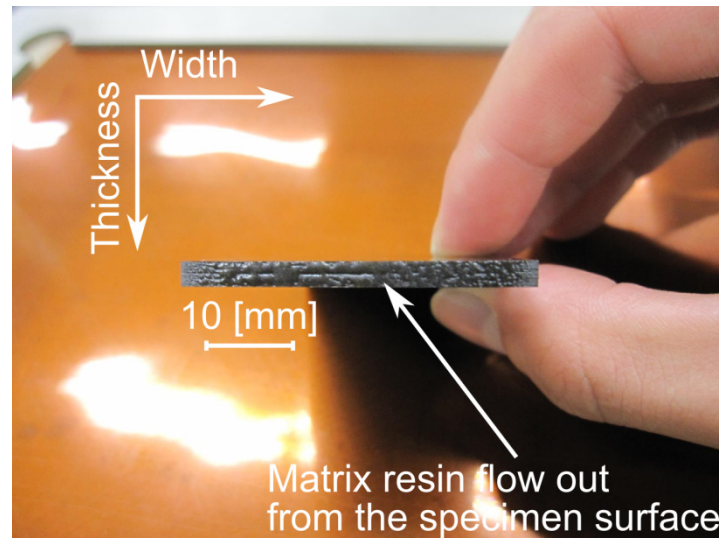


Fig. D.2: Repaired specimen at 498 K: Matrix resin flow out from the specimen surface.



## 関連学術論文・学術講演

### A. 学術論文

- A-1. Hiroshi Saito, Mitsuhiro Morita, Kazumasa Kawabe, Manato Kanesaki, Hiroki Takeuchi, Mototsugu Tanaka, Isao Kimpara, “Effect of ply-thickness on impact damage morphology in CFRP laminates”, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, **30**, pp. 1097-1106, 2011.
- A-2. 金崎真人, 斉藤博嗣, 田中基嗣, 北條正樹, 金原勲, “薄層化による CFRTP 積層板の CAI 強度向上とそのメカニズム (Improvement of CAI Strength and Its Mechanisms on CFRTP Laminate with Thinning in Ply-thickness)”, 日本複合材料学会誌, **39**(3), pp. 89-98, 2013.
- A-3. 金崎真人, 内城千翔, 田中基嗣, 斉藤博嗣, 西川雅章, 北條正樹, 金原勲, “熱可塑性を利用した CF/PA6 積層板の衝撃損傷修復と残留圧縮強度の実験的評価 (Repair of Impact Damage by Thermoplasticity and Experimental Evaluation of residual Compressive Strength on CF/PA6 Laminates)”, 日本複合材料学会誌, **40**(3), pp. 106-117, 2014.
- A-4. 金崎真人, 内城千翔, 田中基嗣, 斉藤博嗣, 西川雅章, 北條正樹, 金原勲, “CF/PA6 積層板における熱融着を利用した衝撃損傷修復と圧縮強度の回復 (Repair of Impact Damage by Thermal Fusion Bonding and Recovery of Residual Compressive Strength on CF/PA6 Laminates)”, 日本複合材料学会誌, (投稿中)

## B. Proceedings

- B-1. Manato Kanesaki, Chika Uchijo, Mototsugu Tanaka, Hiroshi Saito, Masaaki Nishikawa, Masaki Hojo, Isao Kimpara, “REPAIR OF CF/PA6 LAMINATES BELOW MELTING POINT WITH BARELY VISIBLE IMPACT DAMAGE”, The 19th International Conference on Composite Materials (ICCM-19), pp. 3969-3978 (Paper in USB memory), Montreal, Canada, 2013.

## C. Abstracts (国際会議)

- C-1 Manato Kanesaki, “Impact damage and repair of Thin-ply Carbon Fiber / Thermoplastic Laminate”, SAMPE-2010, *SAMPE 2010 Conference Program & Exhibitors Guide*, p. 23, Seattle, WA, United States of America, 2010.5.17-20.
- C-2 Manato Kanesaki, Hiroshi Saito, Mototsugu Tanaka, Kazumasa Kawabe, Isao Kimpara, “EXPERIMENTAL CHARACTERIZATION OF STRENGTH, DAMAGE, AND REPAIR OF THIN-PLY CARBON FIBER / POLYAMIDE 6 LAMINATES”, 14th European conference on Composite Materials (ECCM-14), Paper ID: 638-ECCM14 (Paper in USB memory), Budapest, Hungary, 2010.6.7-10.
- C-3 Manato Kanesaki, Hiroshi Saito, Mototsugu Tanaka, Masaki Hojo, Isao KIMPARA, “Experimental Evaluation of Impact Damage Tolerance and Its Mechanism in CF/PA6 Thin-ply Laminate”, International Conference on Advanced Technology in Experimental Mechanics 2011 (ATEM '11), *Abstract book*, p. 35, Paper ID: OS16-1-1, Kobe, Japan, 2011.9.19-21.
- C-4 Manato Kanesaki, Mototsugu Tanaka, Hiroshi Saito, Masaaki Nishikawa, Masaki Hojo, Isao Kimpara, “Experimental Evaluation and In-situ Observation on Repair of Internal Impact Damage with Thermal Fusion Bonding in CF/PA6 Laminate”, Interface 21, Kyoto, Japan, 2012.8.6-8. (Poster session)

## D. 解説・総説

該当なし

## E. 学術講演（国内学会）

- E-1 金崎真人，斉藤博嗣，田中基嗣，川邊和正，金原勲，“薄層 CF/PA6 積層板の力学的特性と損傷進展・修復評価（Experimental characterization of strength, damage growth and repair of thin-ply carbon fiber / polyamide6 laminates)”，第34回複合材料シンポジウム, pp. 71-72, 石川県, 2009.9.24-26.
- E-2 内城千翔，金崎真人，斉藤博嗣，田中基嗣，金原勲，“薄層 CF/PA6 積層板の損傷修復後の圧縮強度に及ぼす衝撃エネルギーの影響（Effect of impact energy on compressive strength after repair in thin-ply CF / PA6 laminates)”，日本機械学会 北陸信越学生会 第40回学生員卒業研究発表講演会，発表番号：907，長野県，2011.3.4.
- E-3 春木拓磨，金崎真人，斉藤博嗣，田中基嗣，北條正樹，金原勲，層厚の異なる薄層 CF/PA6 積層板の衝撃損傷モードの実験的評価（Experimental evaluation of impact damage mode of thin-ply CF/PA6 laminates with different ply thicknesses), 日本機械学会 北陸信越学生会 第41回学生員卒業研究発表講演会，発表番号：1006，石川県，2012.3.9.
- E-4 金崎真人，内城千翔，田中基嗣，斉藤博嗣，西川雅章，北條正樹，金原勲，“熱融着による CF/PA6 積層板の衝撃損傷修復とその評価（Repair of Internal Impact Damage in CF/PA6 Laminates by Thermal Fusion Bonding)”，日本材料学会，第4回日本複合材料合同会議（JCCM-4），Paper ID: 3B-04 (Paper in USB memory)，東京都，2013.3.7-9.
- E-5 金崎真人，内城千翔，田中基嗣，斉藤博嗣，西川雅章，北條正樹，金原勲，“CF/PA6 積層板における加熱圧縮をもちいた衝撃損傷修復と残留圧縮強度”，2013年度 JCOM 若手シンポジウム，p. 4，石川県，2013.8.23-24.
- E-6 北口尚紀，金崎真人，西川雅章，北條正樹，“熱融着を目的とした CF/PA6 の繊維・樹脂流出開始温度の検討（Temperature of Fiber and Resin Outflow of CF/PA6 Composites Aiming of Thermal Fusion Bonding)”，第38回複合材料

シンポジウム，第 38 回複合材料シンポジウム講演要旨集 pp. 89-90，講演 ID : C1-2-4，鹿児島県，2013.9.24-26.

- E-7 北口尚紀，金崎真人，西川雅章，北條正樹，“CF/PA6 の熱融着条件下における融点近傍の繊維・樹脂流出挙動の変化（Change of the Motion of Fiber and Resin Outflow under Temperature around Melting Point of PA6 Aiming of Thermal Fusion Bonding）”，第 5 回日本複合材料会議（JCCM-5），Paper ID: 2C-05 (Paper in USB memory)，京都府，2014.3.4-6.
- E-8 金崎真人，内城千翔，田中基嗣，斉藤博嗣，西川雅章，北條正樹，金原勲，“加熱圧縮による CF/PA6 積層板の衝撃損傷修復と残留圧縮強度（Repair of Impact Damage by Hotpress and Residual Compressive Strength on CF/PA6 Laminates）”，帝人 21 世紀フォーラム，ポスター番号：P-1，要旨集 p. 23，静岡県，2014.1.10-12.
- E-9 金崎真人，内城千翔，田中基嗣，斉藤博嗣，西川雅章，北條正樹，金原勲，“CF/PA6 積層板における熱融着による衝撃損傷修復と面内圧縮破壊の形態（Morphologies of Impact Damage and Compressive Strength after Repair by Thermal Fusion Bonding on CF/PA6 Laminates）”，日本機械学会 M&M2014 材料力学カンファレンス，Paper ID: (Paper in CD-ROM)，福島県，2014.7.19-21.

## F. 受賞歴

- F-1 金崎真人，「日本航空宇宙学会学生賞」，日本航空宇宙学会，2009.2.6
- F-2 金崎真人，「学長表彰」，金沢工業大学，2009.3.19.
- F-3 金崎真人，大槻恭資，大田一希，中村真宏，「奨学賞」，先端材料技術協会，2010.8.4.
- F-4 金崎真人，内城千翔，田中基嗣，斉藤博嗣，西川雅章，北條正樹，金原勲，“加熱圧縮による CF/PA6 積層板の衝撃損傷修復と残留圧縮強度（Repair of Impact Damage by Hotpress and Residual Compressive Strength on CF/PA6 Laminates）”，「敢闘賞」，帝人 21 世紀フォーラム，ポスター番号：P-1，要旨集 p23，静岡県，2014.1.10-12.

## 謝 辞

本研究は、著者が金沢工業大学在籍時から継続し、京都大学博士後期課程においてさらなる検討を重ねた研究をまとめたものです。本研究を遂行するにあたり、両大学をはじめとする、実に多くの方々の献身と熱意の恩恵に預かることが出来ました。本論文を完成へと導いて下さったすべての人々に深く感謝の意を表明致します。

京都大学大学院工学研究科機械理工学専攻の北條正樹教授には、直接の研究指導のほか、本論文の細部まで懇切丁寧なご指導を頂きました。実験やデータに対する精密さの追究、博士としての考え方など、研究者として未熟な著者に暖かくご指導、ご鞭撻を賜りました。ここに深甚なる感謝の意を表します。同研究科の西川雅章准教授は、実験の立ち上げから研究の相談など、京都に来てから右も左も分からない著者に対して暖かくご指導していただきました。また、私が挫折しそうになった時、先生の辛抱強い支えがなければ、今こうして論文を書き上げることもできなかったと思います。心より感謝を申し上げます。

京都大学大学院工学研究科の北村隆行教授ならびに琵琶志朗教授には、本論文の原稿をご高覧頂き、有益なご助言とご教示を賜りました。厳密かつ献身的な査読により、本論文の改善に貢献して下さった両先生に深く感謝申し上げます。

金沢工業大学ものづくり研究所の金原勲教授には、学部 4 年生の研究室配属の頃から数えれば、実に約 7 年間のご指導を賜りました。先生は研究者として成長するための数々の機会を与えてくださったほか、広い見地からの研究へのご助言を多数賜りました。深く御礼申し上げます。同大学機械工学科の田中基嗣准教授からは、金沢工業大学の研究室配属から今日まで、研究活動や論文への数多くの綿密なご指導、ご鞭撻を賜りました。また、公私にわたる貴重なご助言を賜りました。心より御礼申し上げます。同大学機械工学科の斉藤博嗣講師からは、研究や実験のご指導のほか、実験装置の使用手法や手配など、実験遂行に多大なるご協力を賜りました。また、研究生活上での相談など公私にわたり暖かいご助言をいただきました。心より御礼申し上げます。

本研究の CF/PA6 直交積層板の作製においては、福井工業技術センターの川邊和正博士のご協力を賜りました。ここに感謝の意を表します。サカイオーベックス(株)の竹内博紀博士からは、薄層セミプレグの作製方法をはじめ、薄層 CFRP に関する様々な知見をご教示いただきました。深く感謝申し上げます。小型試験法での CAI 試験における衝撃エネルギーの決定方法に関しては、元富山県立大学の田中潔教授から貴重なご助言をいただきました。深く感謝致します。

金沢工業大学の田中研究室ならびに斉藤研究室、京都大学の適応材料力学研究室の学生の皆様には、公私を含め大変お世話になりました。特に、金沢工業大学航空システム工学科（現、信越化学工業(株)）の内城千翔氏、京都大学大学院工学研究科の北口尚紀氏には、研究遂行にあたって切磋琢磨し、有意義な議論を交わすとともに、極めて多くの時間を割いて貴重な実験結果を数多く残していただきました。時に煩雑で、時間と手間の掛かる実験を辛抱強く遂行した両氏の実験結果がなければ、本論文の完成はあり得なかったでしょう。心より御礼申し上げます。また、大田一希氏をはじめとした金沢工業大学時代の先輩・同期・後輩の皆様、津村祐介氏をはじめとした適応材料力学研究室の後輩の皆様からは本研究に関する忌憚のないご意見をいただくとともに、日々の研究生生活を刺激あるものにしていただきました。厚く御礼申し上げます。

事務補佐員の山口希利子氏には科研費の手続きや事務的な書類の処理などのご協力を頂きました。心より御礼申し上げます。

最後に、今日まで著者を育み、精神的、経済的に支援してくれた両親に心からの感謝と尊敬の意を表し、本論文を捧げます。

平成 26 年 6 月  
金崎真人